

원자로 내부구조물 균열개시 민감도에 미치는 영향인자 고찰

황성식[†] · 최민재 · 김성우 · 김동진

한국원자력연구원, 재료안전기술개발부, 대전광역시 유성구 대덕대로 988-111, 34057
(2021년 8월 2일 접수, 2021년 8월 10일 수정, 2021년 8월 10일 채택)

Review of Factors Affecting IASCC Initiation of Stainless Steel in PWRs

Seong Sik Hwang[†], Min Jae Choi, Sung Woo Kim, and Dong Jin Kim

Korea Atomic Energy research Institute, Material Safety Technology Development Division
989-111 Daedeok Daero, Yuseong-Gu, Daejeon, Korea, 34057

(Received August 02, 2021; Revised August 10, 2021; Accepted August 10, 2021)

To safely operate domestic nuclear power plants approaching the end of their design life, the material degradation management strategy of the components is important. Among studies conducted to improve the soundness of nuclear reactor components, research methods for understanding the degradation of reactor internals and preparing management strategies were surveyed. Since the IGSCC (Intergranular Stress Corrosion Cracking) initiation and propagation process is associated with metal dissolution at the crack tip, crack initiation sensitivity was decreased in the hydrogenated water with decreased crack sensitivity but occurrence of small surface cracks increased. A stress of 50 to 55% of the yield strength of the irradiated materials was required to cause IASCC (Irradiation Assisted Stress Corrosion Cracking) failure at the end of the reactor operating life. In the threshold-stress analysis, IASCC cracks were not expected to occur until the end of life at a stress of less than 62% of the investigated yield strength, and the IASCC critical dose was determined to be 4 dpa (Displacement Per Atom). The stainless steel surface oxide was composed of an internal Cr-rich spinel oxide and an external Fe and Ni-rich oxide, regardless of the dose and applied strain level.

Keywords: Nuclear power plant, Stainless steels, IASCC initiation, Dissolved hydrogen, Threshold fluence

1. 연구배경

국내에는 2020년 10월 현재 24개의 원전이 가동 중이며 발전용량 기준으로 전 국가 전력의 약 19%를 담당하고 있다(Fig. 1 참조). 설계수명 말에 다가가고 있는 국내의 여러 원전을 안전하게 운전하기 위해 부품의 재료열화 관리전략이 매우 중요하며 특히 최근에 중요 열화기구로 제기되고 있는 원자로 내부구조물의 열화과정을 이해하고 이를 잘 관리하기 위한 전략을 마련하여야 한다. 한편 국내의 한 발전소에서 10년주기 검사과정인 제32차 예방정비(2015.5)시 총 728개의 배플포머볼트(Baffle former bolt, BFB)에 대한 UT (Ultrasonic test) 및 VT (Visual test)검사를 수행한 결과 8개볼트에서 결

함으로 추정되는 신호가 검출되었다. 그 위치는 배플 수직방향 7단 중 최하단 45°(2개소), 135°(2개소), 225°(2개소), 315°(2개소) 부위였다. 잠정적인 결함 원인분석결과 중성자유기응력부식균열(Irradiation assisted stress corrosion cracking, IASCC)/기공팽창(void swelling), 유체 유동 피로(Fatigue)의 복합 작용인 것으로 추정하고 있다.

미국에서는 원자로 내부구조물의 검사 전략을 담은 원자로 내부구조물 검사평가기준(Inspection & Evaluation (I&E) guidelines for the reactor internals)이라는 제목의 보고서 MRP-227을 2011년 11월에 발간하였고, 2015년 10월에 개정판 1을 발간하고 NRC (Nuclear regulatory commission)에 제출하여 검토의견을 받은 바 있다.

Fig. 2는 BFB에서 발견된 균열이력으로서 1988년에 프랑스형 발전소에서 처음으로 발견되었으며 1991년에는 Tihange 1 발전소등 이후 여러 발전소에서 균열이

[†]Corresponding author: sshwang@kaeri.re.kr

황성식: 책임연구원, 최민재: 선임연구원, 김성우: 책임연구원, 김동진: 책임연구원

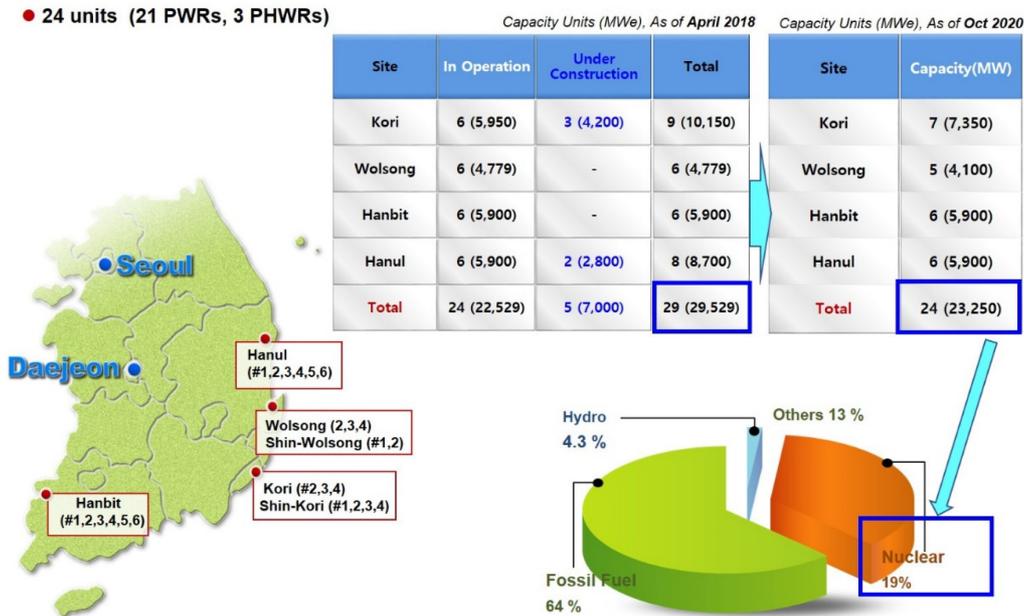


Fig. 1. Status of Korean nuclear power plant (as of Oct. 2020)

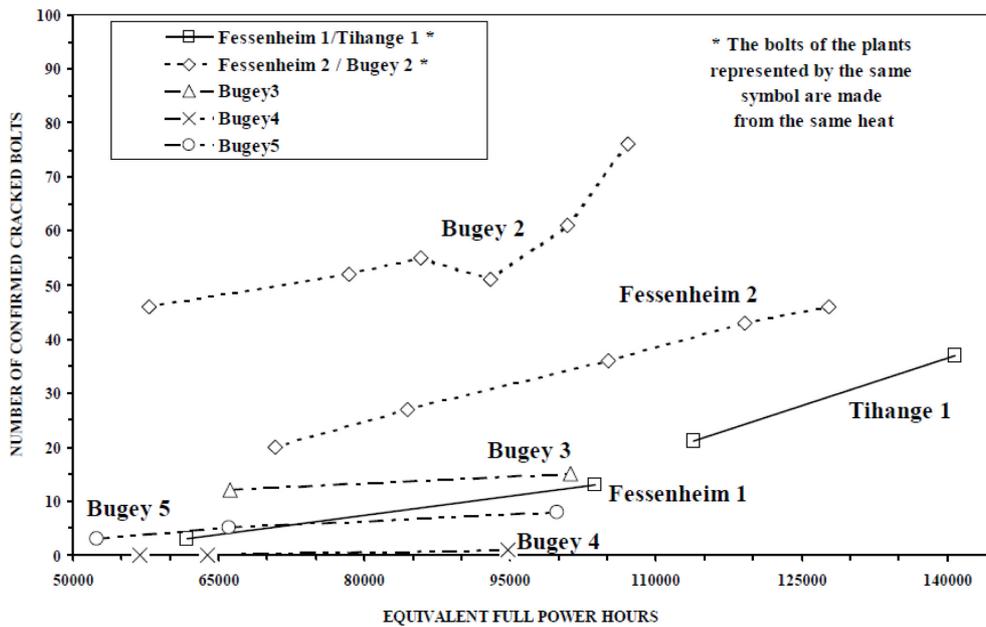


Fig. 2. Cracking history of French PWR plants [1]

보고된 바 있다 [1]. Fig. 3은 국내 및 전세계원전의 주요부품 손상부위의 추이를 보여주고 있다. 1970년대에 증기발생기 전열관의 균열이 주요 열화부위였고 1990년대에는 Alloy 600 재료로 된 노즐 및 배관의 균열이 주요 열화 기구였다. 2000년대에 들어서는 원자로 내부 구조물의 IASCC가 주요 관리 대상 열화기구가 되고 있음을 알 수 있다.

2010년에 Surry Unit 1, 2와 Ginna, DC Cook unit 2

등의 미국발전소에서도 BFB에 균열이 발견되었는데 BFB지역에서는 1088개의 결함이 발견되었고 baffle edge bolt 지역에서도 936개의 결함이 발견되었는데 그 원인 원인은 IASCC인 것으로 확인되었다.

이러한 연구 수요에 부응하기 위한 한 가지 접근 방식은 합리적인 기간 내에 충분히 높은 중성자조사량 (Fluence)에 노출에 도달할 수 있는 연구용원자로에서 조사된 재료를 활용하는 것이다. 그러나 운전환경의 차

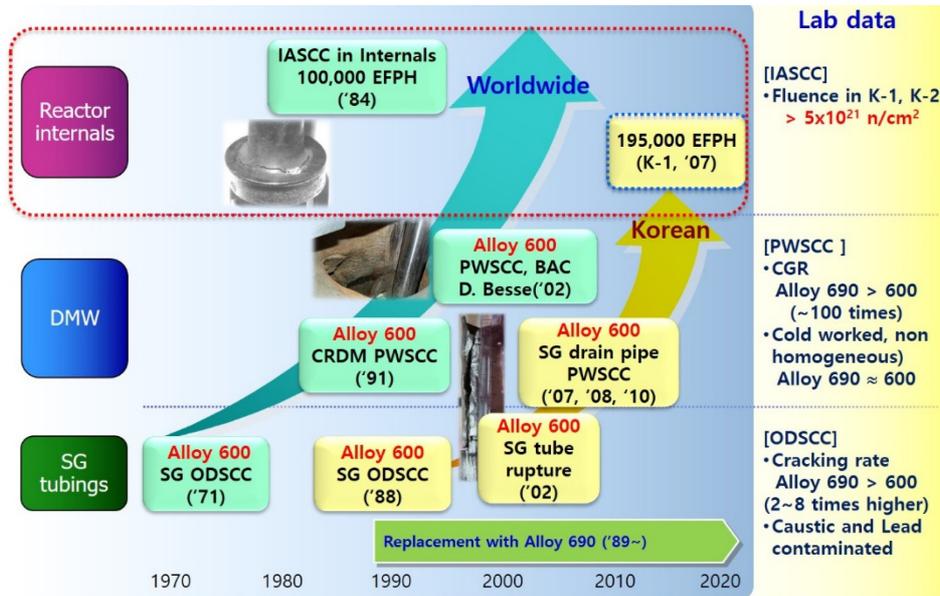


Fig. 3. Degradation trend in components of nuclear power plant

이로 인해 연구용원자로에서 조사된 재료는 상용 가압 경수형원자로(Pressurized water reactor, PWR) 조건에서 조사된 재료를 실제로 대표하지 않을 수 있다. 따라서 장기간의 원자로 운전환경에 노출된 발전소 시편을 인출하여 분석할 필요가 있고 국내외에서는 이미 이에 관련된 연구가 진행되고 있으며 [2] 이러한 재료 거동 특성평가 결과는 중요 관심 부품의 가동 중 검사 일정, 원자로 내부 수리 및 교체 전략, 노후화 완화 방법론 및 새로운 플랜트 설계에 활용될 수 있을 뿐 아니라 다양한 산업 분야에 기여할 수 있다.

본 논문에서는 원자로 재료 부품 건전성 향상을 위한 연구 중 특히 내부구조물의 열화를 이해하고 그 관리 전략을 마련하기 위한 연구 방안을 다루고자 한다. 특히 원자로 내부구조물 재료로 사용되는 스테인리스강의 균열개시 민감도에 미치는 여러 인자 분석을 통해 IASCC 개시에 대해 고찰하였다.

2. 균열 개시거동에 미치는 인자

2.1 용존 수소의 영향

조사량에 따른 단위면적당 균열길이(crack length per area) 분석 결과로부터 수립된 균열개시민감도 모델을 식으로 개발한 바 있는데 [3], 이 연구에서 같은 조사량에서 용존 수소(dissolved hydrogen, DH)가 25 cc H₂에서 50 cc H₂로 증가함에 따라 균열개시민감도가 증가함을 보여주었다. 두 조건의 변수에서만 실험하였으므로 용존 수소의 영향을 단정할 수는 없으나, 용존 수소가

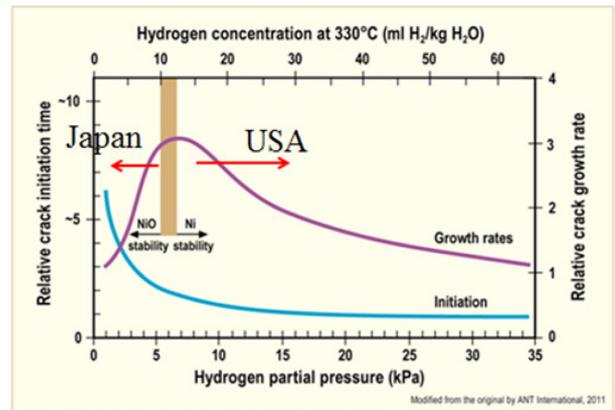


Fig. 4. Effect of dissolved hydrogen on crack initiation and growth susceptibility of Ni base alloys [3]

증가함에 따라 내부구조물 재료인 type 316스테인리스강(type 316 SS)에서 IASCC 균열 개시 민감도가 증가하였다고 할 수 있으며, 이는 니켈기 합금(Ni base alloy)의 경우 약 30 cc/kg 정도의 DH 이상에서는 균열개시 민감도가 포화된다는 기존 연구 결과(Fig. 4)와는 상이하다.

Feron 등 [4]은 정속인장시험(constant extension rate tester, CERT)을 이용한 3 가지 용존 수소(1 cc H₂/kgH₂O.STP, 30 cc H₂/kgH₂O.STP 및 100 cc H₂/kgH₂O.STP) 농도에서 320 °C의 1 차수 속에서 숏 피닝으로 표면 냉간 가공 한 type 304L에서 실험하고 Fig. 5와 같은 결과를 제시했다. 응력부식균열(stress corrosion cracking, SCC)은 모든 수준의 용존 수소에서 관찰되며 프랑스 CEA

연구소에서 수행한 실험의 경우 100 cc/kg 조건에서는 균열 성장 속도의 증가는 나타나지 않으며 30 cc/kg 용존 수소 조건에 비해 성장 속도는 1/10 수준으로 상당히 감소한다. 이 연구의 결과는 제한된 범위의 용존 수소에 대해 Arioka [5,6]가 실험한 결과와 일치한다(Fig.

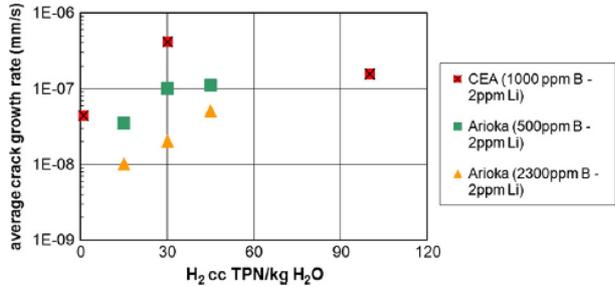


Fig. 5. Relation between dissolved hydrogen and crack growth rate of stainless steels [4]

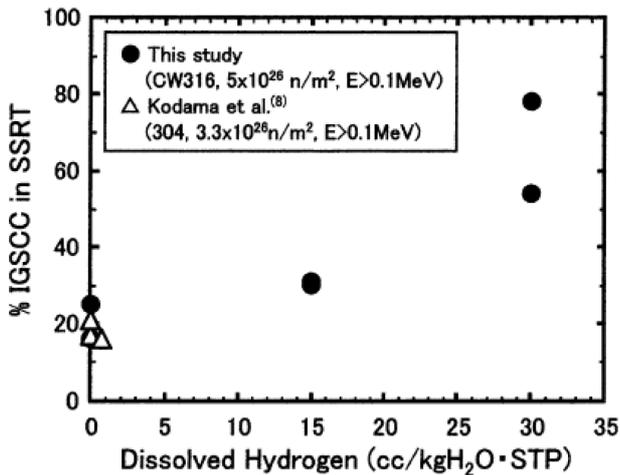


Fig. 6. IASCC susceptibility of irradiated stainless steels depending on dissolved hydrogen [7]

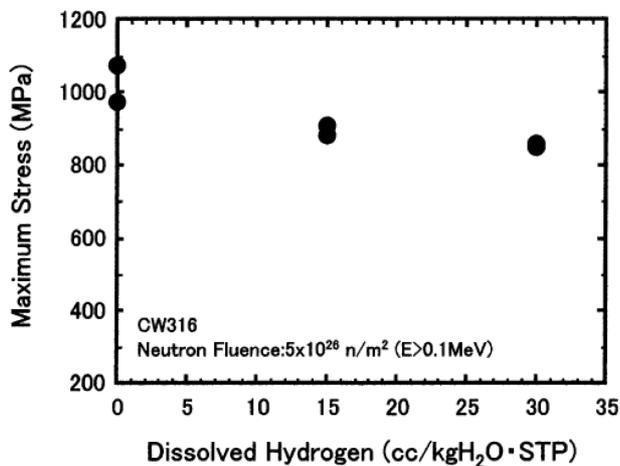


Fig. 7. Maximum cracking stress as a function of dissolved hydrogen [7]

5).

Fig. 6은 G. Furutani [7]가 연구한 결과로서 DH와 IASCC 민감도를 보여준다. DH가 0 cc/kg에서 30 cc/kg으로 증가함에 따라 IG분율이 증가하여 균열민감도가 증가함을 알 수 있다. Feron과 Arioka 및 Furutani의 연구를 종합하면 30 cc/kg 부근에서 최대 균열 민감도를 보이며 그 이후에는 다소 감소하는 것으로 예상된다.

Fig. 7은 DH와 최대응력간의 관계이다. DH가 0 cc/kg에서 30 cc/kg으로 증가함에 따라 최대인장강도가 감소하여 균열민감도가 증가함을 알 수 있다. 따라서 0 cc/kg에서 30 cc/kg 범위에서는 DH증가에 따라 균열 민감도가 증가한다고 할 수 있다.

Arioka 등 [8]은 또한 용존 수소가 IASCC 민감도(성장률)에 미치는 영향을 조사하기 위해 CERT 결과를 정리하고 용존 수소 농도가 증가함에 따라 IASCC 감수성이 단조 증가함을 보여주었다(Fig. 8 참조). 이 연구팀은 type 316 SS강의 비조사재 및 조사재에 대한 IASCC 거동에 대한 용존 수소 의존성의 유사점과 차이점을 조사하기 위해 데이터를 동일한 가압경수형 원자로 (Pressurized water reactor, PWR) 1 차수 화학 환경에서 테스트한 조사된 냉간 가공 type 316 (CW316)에 대한 공개 데이터 [9]와 비교했다.

조사된 CW316 (Cold worked type 316 stainless steel)의 평균 입계응력부식균열(Intergranular stress corrosion cracking, IGSCC) 성장률은 공개된 데이터를 적용하여 equation (1)을 사용하여 계산하였다.

$$\text{Average IGSCC growth rate (mm/sec)} = (\% \text{ IGSCC}) \times (\text{thickness of fracture surface (mm)})$$

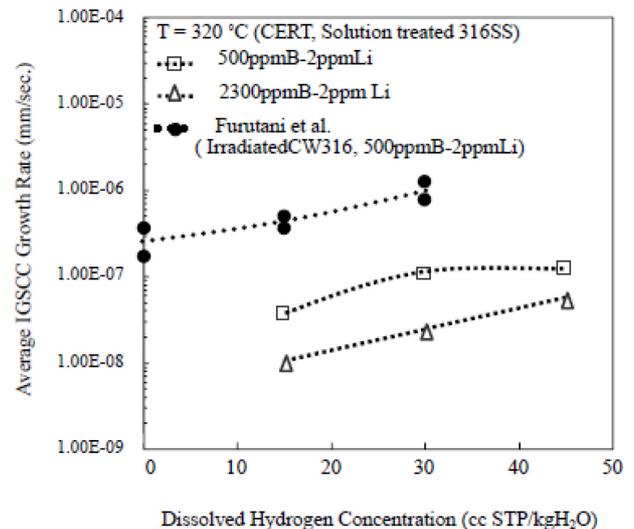


Fig. 8. Average crack growth rate as a function of dissolved hydrogen [8]

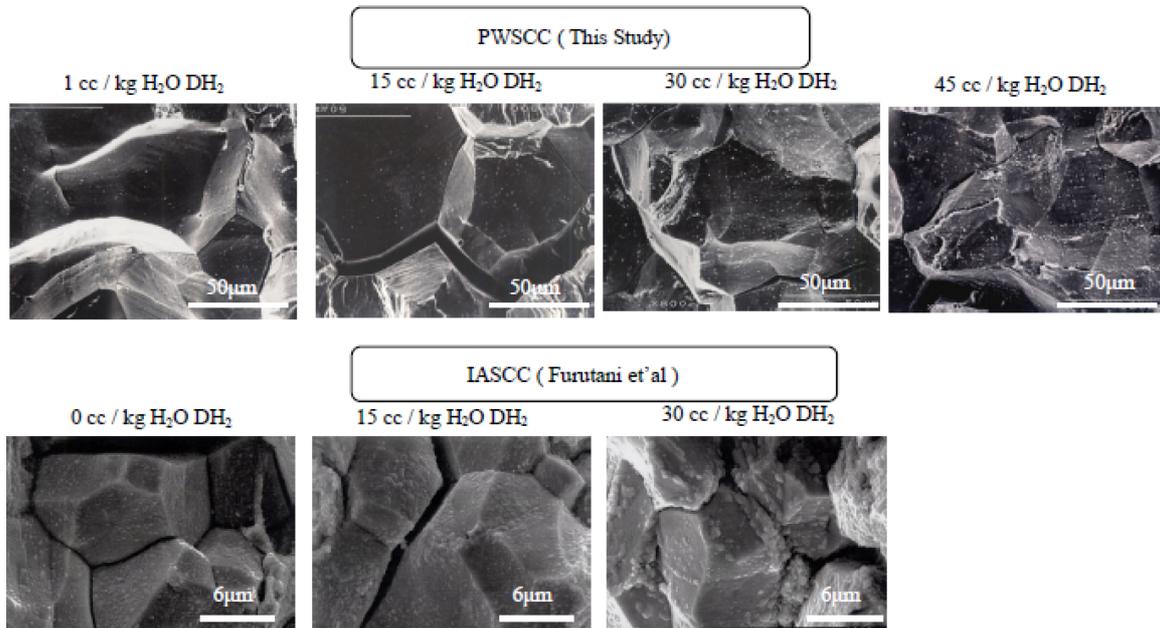


Fig. 9. Fracture surface of non-irradiated and irradiated CW 316 SS [8]

(time to failure (sec)) (1)

계산결과 조사되지 않은 type 316에 대한 현재 데이터와 함께 Fig. 8에 표시한 바와 같으며 조사된 CW316에 대해서도 유사한 의존성이 관찰되었다.

다른 관점에서 수소 농도에 대한 IGSCC 의존성을 연구하기 위해, 냉간가공(cold worked) CW316 SS강의 비조사재 및 조사재에 대한 파단면 특성을 용존 수소 농도의 함수로 비교했다(Fig. 9 참조). 두 파단면 표면에서 스피넬(spinel) 형 석출물은 마치 IGSCC 전파와 함께 석출된 것처럼 보인다.

조사되지 않은 시편과 조사된 CW316의 파단면에서 석출물의 양은 수소 농도가 증가함에 따라 단조롭게 증가하는 것으로 보인다. 붕산 첨가가 IGSCC 민감도에 미치는 영향과 관련하여 평균 IGSCC 성장률은 온도와 붕산 농도의 함수로 요약하였다. 붕산 농도 증가에 따른 IGSCC 감수성의 현저한 감소가 시험 온도 범위 내에서 관찰되었다(Fig. 10 참조). 재료의 용해 거동에 대한 붕산 첨가 및 온도의 영향을 고려하기 위해 각 화학 환경에서 부식 생성물(스피넬형 산화물 (Fe₃O₄))의 용해도를 계산하여 동일한 그림에 표시했다.

IGSCC 민감도에 대한 붕산염 이온의 유사한 억제 효과는 산소가 첨가된 고순도 물 조건에서 보고된 바 있다 [10-12]. Shibata 등 [12]은 이를 보호막을 형성하기 위해 금속 이온과 반응하여 발생하는 균열 끝 부분의 국소 산성화 및 억제 특성에 대한 완충 효과로 설명하려고 시도했다. 그러나 지금까지 그러한 추측, 특히 수소 첨가 고온 수에서의 IGSCC 거동을 뒷받침하는 명

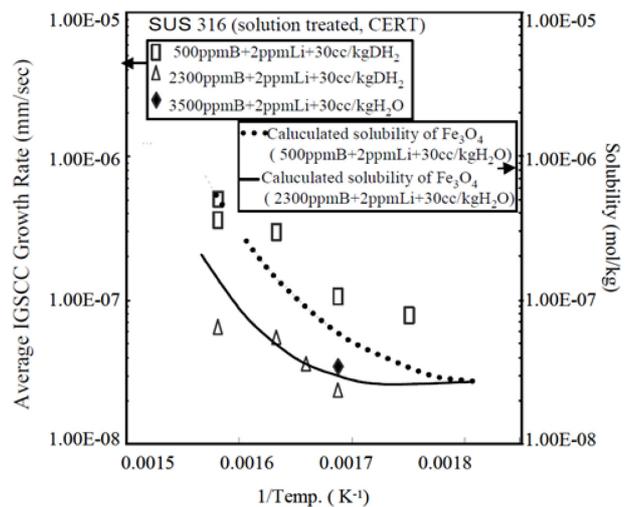


Fig. 10. Effect of Boron concentration on IGSCC growth rate [8]

확한 실험적 또는 이론적 증거는 없다. 그러나 이러한 결과는 수소가 첨가된 PWR 환경에서 IGSCC 개시 및 전파 과정이 적어도 PWR 1 차 수화학 사양 범위 내에서 균열 팁에서의 금속 용해와 관련이 있음을 시사한다.

Stephenson 등 [13]은 오스테나이트 SS강의 IASCC 민감도에 영향을 미치는 주요 요인을 찾아내기 위해 수소가 첨가된 수화학(Hydrogen water chemistry, HWC) 또는 PWR 1 차수(Primary water, PW) 환경에서 실험을 하고 화학조성 및 용존 수소가 균열 개시에 미치는 영향을 평가하였다. 화학조성과 미세 구조의 특정 변화를

준 4개의 상업용 순도와 7 개의 고순도 SS강을 제작하였으며, 320 °C에서 고속로 스펙트럼에서 4.4 ~ 47.5 dpa (displacement per atom, dpa) 사이의 선량으로 조사하였다.

CERT (Constant Extension Rate Test) 시험은 환경, 원소 용질 첨가, 합금 순도, 합금재료별차이, 합금의 종류, 냉간 가공 및 조사선량 영향을 분리하기 위해 BWR수화학(Normal water chemistry, NWC), 수소가 첨가된 수화학(HWC) 또는 PWR 1 차수(PW) 환경에서 수행하였다. 조사된 합금은 기계적 특성과 균열 형태의 상대적인 변화에 의해 측정된 바와 같이 IASCC 민감도에 큰 변화를 보였다. % IG로 측정된 균열민감도는 산화 환경에서 증가하지만, 가장 낮은 전기화학적 전위 환경(PW)에서 테스트하면 표면 균열 밀도가 증가했다. Ni 또는 Ni + Cr의 용질 첨가를 포함하는 합금은 IASCC를 나타내지 않았다. 민감도는 조사전 냉간 가공된 재료에서 감소했으며 조사량 증가에 따라 증가했다. 조사경화는 전위 루프 미세 구조에 의해 설명되었지만 균열 발생과 조사경화 사이의 관계는 발견되지 않았다.

모사된 경수형 원자로(Light water reactor, LWR) 운전 조건에서 고도로 조사된 합금에 대한 CERT 테스트 결과 다음과 같은 결론을 도출했다. 전기화학적 전위 (Electrochemical potential, ECP)를 낮추면 조사 전에 냉간 가공된 합금을 제외한 모든 합금에서 IASCC 민감도가 감소했다. 낮은 ECP PW 환경에서의 테스트는 NWC 및 HWC에서 균열을 일으킨 단일의 깊은 IG 균열과 반대로 높은 밀도의 비전파 표면 균열(non propagating surface cracks)을 보였다. 즉, 수소를 첨가한 HWC PW 용액에서는 전반적인 균열민감도는 감소하지만 작은 표면 균열의 발생은 증가하여 균열개시민감도는 증가한다고 보아야 할 것이다. 이는 한국원자력연구원에서 수행한 25 cc/kg에서 50 cc/kg으로 DH 증가 시 균열개시 민감도가 다소 증가한 경우[13]와 일치하며 균열개시에 미치는 최대 민감도 DH가 있을 수 있음을 암시한다. PW 환경에서 높은 균열 밀도와 낮은 %IG는 균열 핵생성이 쉽게 발생하지만 균열 성장은 억제되었음을 시사한다. HWC 및 PW 환경에서 감소된 %IG는 낮은 용존산소로 인한 낮은 부식전위가 조사된 SS강의 균열 성장을 억제한다는 사실을 뒷받침하며 다른 문헌 [14]의 내용과도 일치한다.

균열개시는 변형률과 변형속도의 조합에 민감할 수 있다. IASCC 균열이 개시되고 성장하면 시편면적 감소로 인해 국부응력이 증가한다. 이러한 면적 감소와 응력 증가는 국소 변형률을 증가시켜 시편의 파단 전에 부식과정에 의한 추가적인 균열 형성을 야기할 수 있는 충분한 시간을 주지 못한다.

PW 조건에서 변형을 받은 합금시편은 균열성장이 느

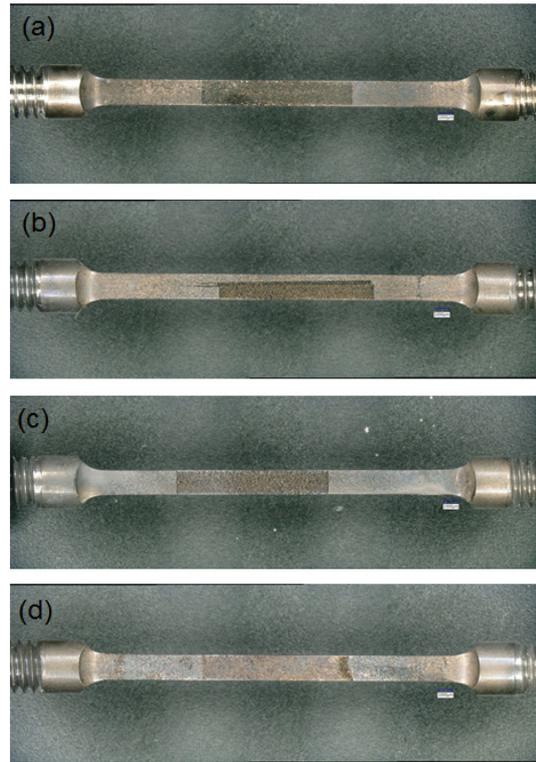


Fig. 11. Surface of Type 316 SS after corrosion test in DH 25 cc/kg·H₂O water; (a) 1 dpa, (b) 3 dpa, (c) 5 dpa, (d) 10 dpa

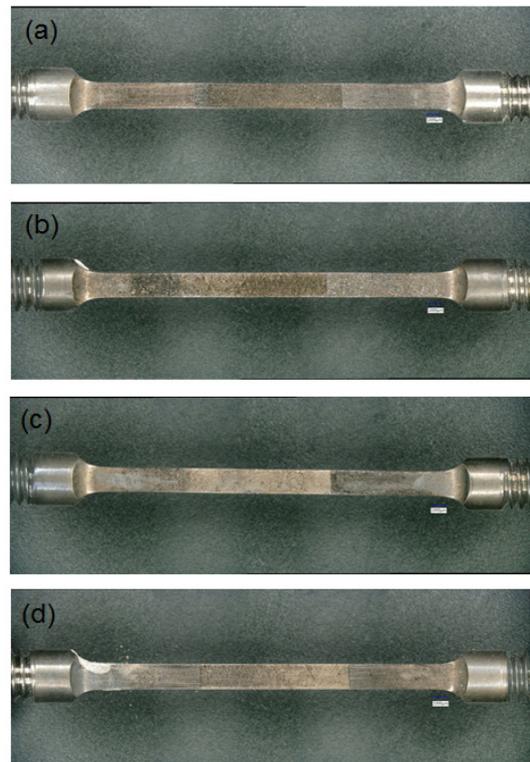


Fig. 12. Surface of Type 316 SS after corrosion test in DH 50 cc/kg·H₂O water; (a) 1 dpa, (b) 3 dpa, (c) 5 dpa, (d) 10 dpa

리므로 면적 감소 과정이 HWC와 NWC에서 시험한 재료에 비해 훨씬 느려서 변형률 증가를 억제하고 부식과정이 추가 균열을 일으킬 수 있는 충분한 시간을 확보할 수 있다.

한국원자력연구원에서 수행한 균열 개시에 미치는 DH의 영향평가 연구의 내용을 조금더 자세히 언급하면 아래와 같다 [15]. 양성자 조사재의 IASCC 개시 민감도의 평가를 위하여 DH 25 cc/kg-H₂O 조건과 50 cc/kg-H₂O 조건에서 SSRT를 수행하였고, 실험 후 인출된 시편에 대하여 양성자 조사면이 포함되도록 관측한 20배율 광학 이미지는 Fig. 11 ~ Fig. 12와 같다.

모든 시편에서 양성자 조사면은 약 11 mm × 2.0 mm의 크기를 갖는 것을 확인할 수 있다. 양성자 조사면의 입계 균열을 정밀 분석하기 위하여 조사면의 일부 면적을 1000배율로 광학 관측하였다. 1000배율 관측 시 모든 시편에 대하여 입자의 분포 및 입자크기가 유사한 영역을 대상으로 하였고, 같은 면적에 대한 이미지를 관측하기 위하여 3차원 이미지 합성 기법을 이용하여 가로 890 mm, 세로 2,135 mm, 약 1.9 mm²의 면적을 갖는 이미지를 획득하였다. 양성자 조사면의 균열 분석을

위한 고배율 이미지는 Fig. 13 ~ Fig. 14와 같으며, 해당 이미지를 이용하여 관측되는 입계 균열의 수를 모두 counting하고 각각의 균열의 길이를 측정하였다.

Fig. 13 ~ Fig. 14에서 관측되는 모든 IG crack에 대해 균열 길이를 측정 후 길이의 총합을 관측 대상 면적인 1.9 mm²으로 나누어 crack length per unit area를 평가한 결과는 Fig. 15a와 같다. 분석 결과 조사량의 증가에 따라 균열 개시 민감도가 증가하는 것을 확인하였고, 용존 수소의 증가도 균열 개시 민감도 증가를 야기하는 것으로 확인되었다. 25 cc/kg-H₂O, 3 dpa 실험 결과가 전체적인 경향에서 다소 벗어나는 수치를 보여주었는데 양성자 조사면의 정밀 분석 결과 양성자 조사재 제작 당시 3 dpa 이상의 과도한 양성자 조사를 받아 발생한 결과로 추정된다. 예러 요인에 의한 실험 결과를 제외하고 기존 연구 결과와의 상호 비교를 위해 x축을 log scale로 변경하여 재차 피팅(fitting)하고 각각의 추세선을 함께 표현하여 Fig. 15b에 나타내었다. 추세선 fitting 결과 DH 25 cc/kg-H₂O, 50 cc/kg-H₂O의 조건에 대하여 각각 0.99 이상의 R² 값을 갖는 linear fitting을 할 수

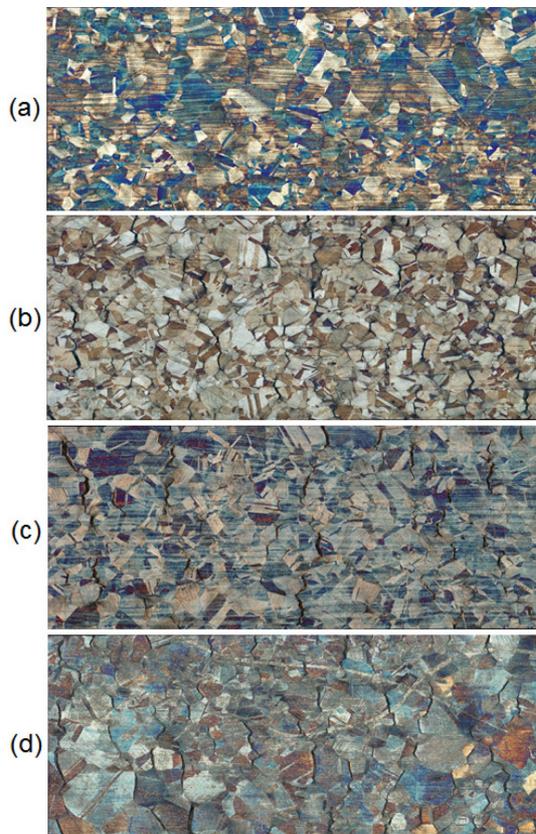


Fig. 13. Surface cracks of Type 316 SS after corrosion test in DH 25 cc/kg-H₂O water; (a) 1 dpa, (b) 3 dpa, (c) 5 dpa, (d) 10 dpa

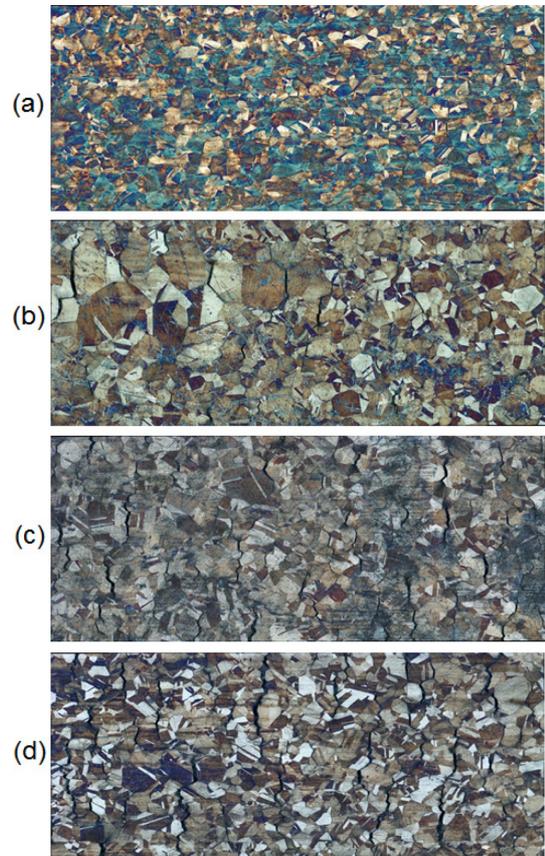


Fig. 14. Surface cracks of Type 316 SS after corrosion test in DH 50 cc/kg-H₂O water; (a) 1 dpa, (b) 3 dpa, (c) 5 dpa, (d) 10 dpa

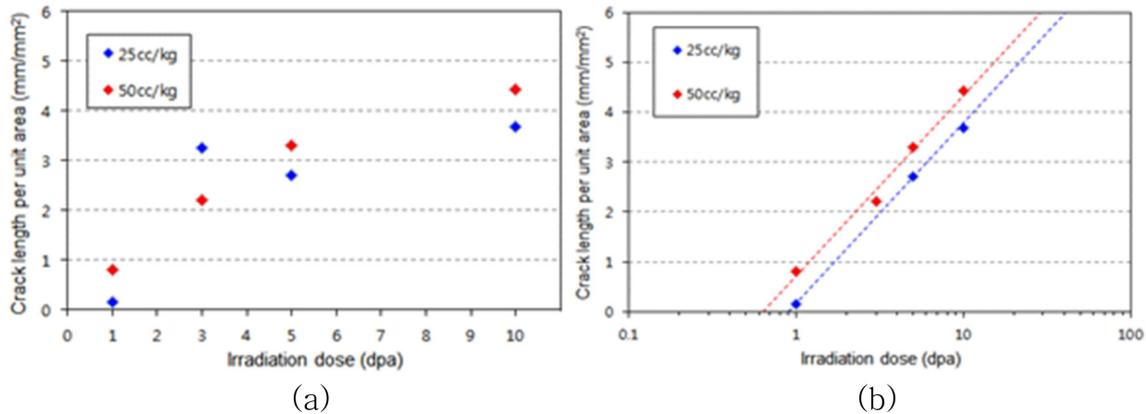


Fig. 15. Crack length per unit area (a) in normal scale, (b) in log scale

있었다. 이에 따라, 양성자 조사재의 경우 조사량에 따라 IASCC 개시 민감도가 log scale에서 선형 관계가 있음을 확인하였다. 각각의 fitting 수식은 다음과 같다.

$$\begin{aligned} \text{Crack length per unit area (DH 25 cc/kg}\cdot\text{H}_2\text{O)} \\ = 1.585 \times \ln(\text{dpa}) + 0.132 \end{aligned} \quad (2)$$

$$\begin{aligned} \text{Crack length per unit area (DH 50 cc/kg}\cdot\text{H}_2\text{O)} \\ = 1.585 \times \ln(\text{dpa}) + 0.702 \end{aligned} \quad (3)$$

용존 수소의 변화는 균열개시민감도 모델에서 y 절편 값에 영향을 주는 것으로 확인되었고, 이에 따라 같은 조사량에서 용존 수소의 증가에 따라 균열개시민감도가 증가함을 확인할 수 있었다. 또한, 용존 수소의 조건과 관계없이 ln(dpa)에 대하여 선형 비례 상수가 같았고, 이는 용존 수소가 균열 개시의 증가 추이에는 영향을 주지 않는다는 것을 알 수 있다.

본 연구 결과를 통해 Ni 기합금의 경우 약 30 cc/kg·H₂O정도의 용존수소량 이후에는 균열개시 민감도가 포화된다는 기존 연구 결과(Fig. 4) Ni 기합금의 용존 수소에 따른 상대적 균열 개시 및 성장 정도 [3]와는 상이하게, SS강의 경우 용존수소 증가에 따라 균열 개시 민감도가 증가할 수 있음을 보여주었다. 이에 따라, Ni 기합금의 균열 저항성 증가를 위한 용존 수소 증가 전략에 있어서 내부구조물 재료의 균열 개시 민감도 평가 결과를 함께 고려할 필요성이 있음을 확인하였다.

2.2 균열개시에 미치는 화학조성의 영향

Stephenson 등 [13]은 오스테나이트 SS강의 IASCC 민감도에 영향을 미치는 주요 요인을 찾아내기 위해 수소가 첨가된 수산화(HWC) 또는 PWR 1 차수(PW) 환경에서 실험을 하고 화학조성 및 용존 수소가 균열 개시

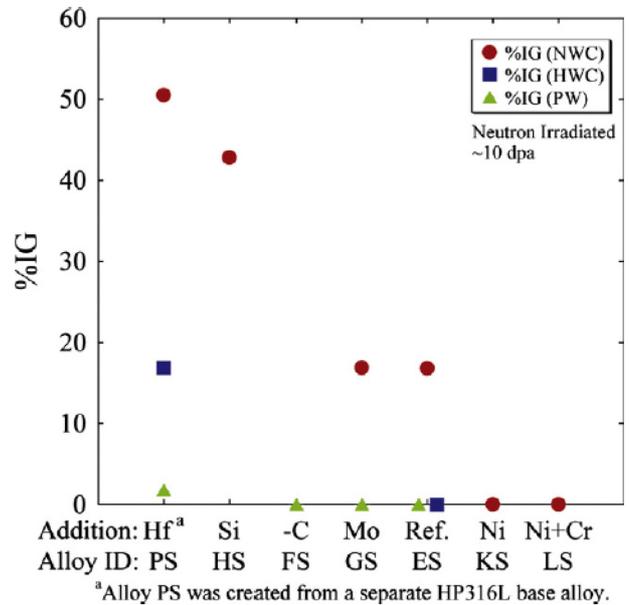


Fig. 16. Effect of minor elements on IGSCC of stainless steels [13]

에 미치는 영향을 평가하였다.

IASCC 민감도는 모재합금 구성에 매우 민감했는데 Hf와 Si의 첨가는 해로웠고, Mo와 Ti는 거의 효과가 없었으며, Ni 또는 Ni + Cr은 고순도 모델 type 304L SS 강에서 IASCC 민감성을 완전히 낮추었다. 조사유기 편석(radiation induced segregation, RIS)으로 인한 입계 Si 증가는 IASCC에 대한 민감도 증가와도 잘 연관되어 있음도 밝혀 합금원소의 영향에 대해서도 잘 분석하였다 (Fig. 16 참조).

2.3 IASCC 개시 응력 및 입계조사량

Takakura 등 [16]은 조사량(Fluence) 및 인가된 응력에 대한 SCC 개시응력의 의존성을 나타낸 Fig. 17을 통해

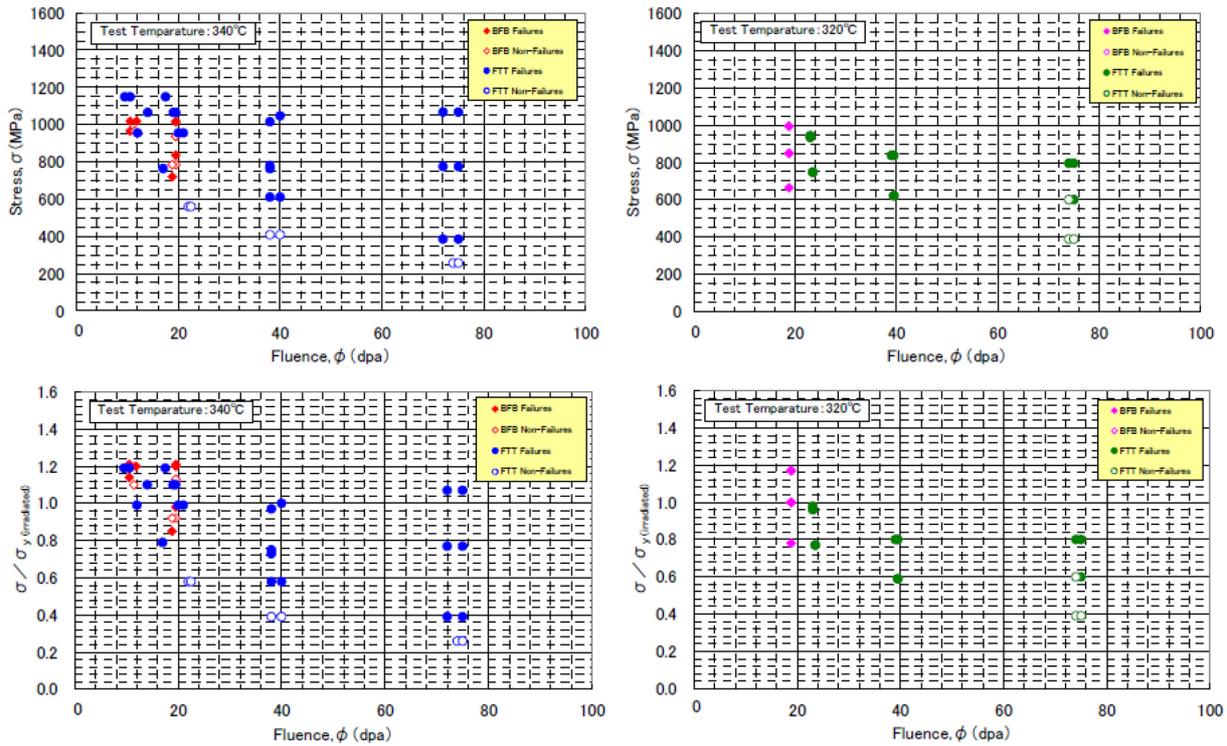


Fig. 17. Dependency of fluence and applied stress on IASCC initiation [16]

SCC 개시시험의 결과를 보여주고 SCC 균열의 존재와 테스트 조건, 즉 조사량과 적용된 응력 사이의 관계를 설명하였다. Fig. 17의 왼쪽과 오른쪽은 각각 340°C와 320°C에서의 결과에 해당하는 결과로서 SCC 발생에 필요한 응력이 조사량이 증가함에 따라 감소한다는 것을 분명히 나타낸다.

또한 SCC는 40 dpa의 조사량의 경우 약 600 MPa (0.6 σ_y)의 응력에서도 시작되고 70 dpa의 조사량에서는 400 MPa (0.4 σ_y)에 불과한 것으로 관찰되었다. 70 dpa에서 SCC는 340°C에서 발생하지만 320°C에서는 발생하지 않는다. 추가 데이터가 필요하지만 SCC개시에 대한 임계 응력은 온도가 증가함에 따라 감소함을 확인할 수 있다.

이 연구에서 IASCC 테스트는 C-ring 시편을 사용하여 PWR 1 차수 모사환경에서 수행된 일정한 하중 SCC 테스트에 의해 조사된 CW316 SS강으로 만들어진 실제 발전소에서 채취한 조사된 BFB 및 플럭스심블튜브(Flux thimble tube, FTT)에 대해 수행되었다. 자세한 결과는 다음과 같이 요약된다.

1) 인장 시험 결과

- 조사량이 증가하면 0.2% 항복 강도와 인장 강도가 약 20 dpa의 조사량 이상으로 포화될 때까지 증가한다.
- 290, 320, 340°C의 시험 온도에서 인장 특성의 유의

한 차이는 관찰되지 않았다.

2) 정하중 SCC 시험결과

- 조사량 증가 및 하중증가로 SCC 개시 시간이 단축된다.
- SCC 시작에 대한 임계응력도 조사량이 증가함에 따라 감소한다. SCC는 조사량이 70 dpa인 재료에서 400 MPa (0.4 YS)의 응력에서 발생한다.
- 320°C와 340°C에서 SCC 개시시간의 수준은 크게 다르지 않지만 온도가 낮아질수록 SCC 시작에 대한 임계 응력이 약간 증가한다.
- BFB 및 FTT의 SCC 개시에 대한 임계 응력은 SCC 개시의 관점에서 FTT가 BFB보다 일찍 개시되는 경향이 있지만 크게 다르지 않다.
- 온도가 SCC 특성에 미치는 영향은 향후 290°C에서 추가 데이터를 획득하여 평가할 예정이라고 보고하였다.

Freyer 등 [17]은 조사량과 응력과의 관계를 설명하기 위해 Beaver Valley Unit 1, H.B. Robinson Unit 2, Ringhals Unit 2 원전의 고도로 조사되고 냉간 가공된 Type 316 SS강의 플럭스 심블재료를 이용하여 O-링 균열 개시 테스트를 하였다.

최대 dpa 수준이 76 dpa인 Ringhals 재료는 지금까지 평가된 것 중 가장 많이 조사된 발전소 인출 오스테나이트 SS강으로 여겨지며 균열 개시 테스트에는 76개 포인트의 데이터 세트에 대해 76 개의 서로 다른 응력 하중 조건이 포함되었다. 28개의 응력조건에 대한 2 단계

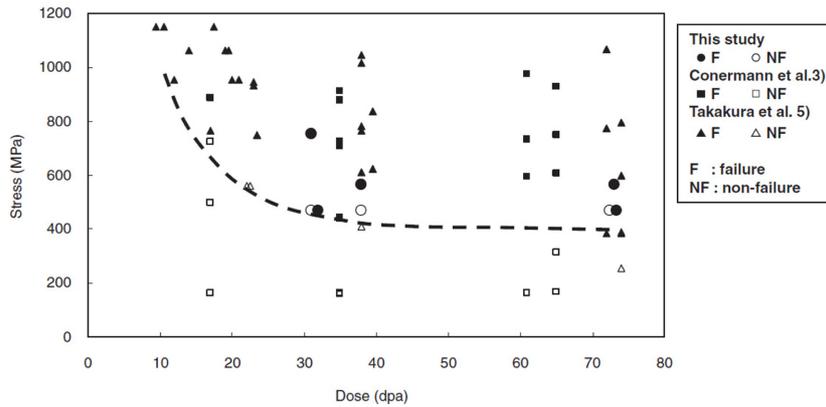


Fig. 18. Saturation of applied stress depending on fluence [18]

연구프로그램 데이터 세트와 결합된 이 데이터 세트는 104개 데이터 포인트의 IASCC 균열 개시 데이터베이스로 정리되었다. 3 단계 연구의 O-링 테스트 하중 및 응력 조건은 먼저 상세한 ANSYS 3D 유한 요소 모델 분석을 적용했다. 이 분석의 결과는 2 단계 연구에서 얻은 테스트 결과를 재평가하는 데 사용되었다.

이 O-링 테스트의 주요 결과는 다음과 같다.

- 동시에 테스트 된 6 개의 동일한 표본을 사용한 데이터 분포도 평가에서는 파손 대 비파손 응답 및 파손 시간 거동과 관련하여 산란이 존재한다는 것이 밝혀졌다. 이 산란은 유효한 데이터 추세를 식별하기 위해 충분히 많은 수의 샘플을 테스트해야 하는 필요성을 의미한다.

- 104개의 데이터베이스 분석에 따르면 표본 고장의 80%가 약 150 시간 (6 일) 이내에 빠르게 발생한다. 이 결과는 충분한 응력 하에서 충분히 조사된 재료에서 균열이 빠르게 발생함을 시사한다.

- 수명에 미치는 항복 강도의 비율(%) (오토클레이브 테스트 시간) 측면에서 O-링 데이터 세트를 평가하기 위해 여러 분석 방법이 사용되었다. 파손데이터에 직접 두 가지 다른 fitting, 즉 log fitting과 power fitting을 수행했는데, 이는 원자로 운전수명이 끝날 때 IASCC 파단을 일으키기 위해 조사된 항복 강도의 약 50 ~ 55%의 응력이 필요함을 보여주었다. 이 데이터에 대한 맞춤 분석 접근 방식(fit-to-data analysis approach)은 fitting이 잘 되지 않는 면과 실험 데이터를 훨씬 뛰어 넘는 시간에 대한 외삽으로 인해 매우 불확실하다. 응력임계값 분석에서는 조사된 항복 강도의 62% 미만의 응력에서는 수명 종료까지 IASCC 균열이 발생하지 않을 것으로 예상되었다.

- 항복 강도 대 dpa 분석은 104개의 O-링 데이터 세트에 대해서도 수행되었으며, 이는 약 26 dpa까지 포함되는 조사된 항복 강도의 약 62%에서 겉보기 응력 임계값을 다시 나타냈다.

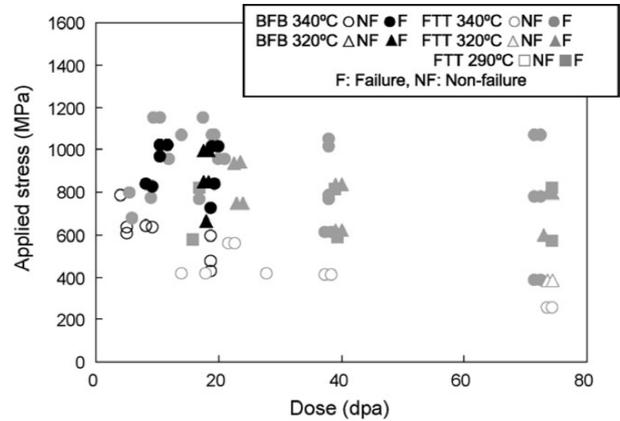


Fig. 19. Effect of applied stress and fluence on IASCC [19]

- 재료의 제조 히트별 차이로 인한 큰 영향은 관찰되지 않았다.

- 선택된 O-링 표본의 하위 세트에 대한 파면은 입계 파괴를 보여주었다.

Nishioka 등 [18]의 연구에 따르면 아래의 Fig. 18에 언급된 바와 같이 부가응력 감소에 따른 균열 발생 민감도는 30 dpa 까지는 감소하나 30 dpa 이상의 조건에서는 응력이 감소하더라도 균열 발생이 저하하지 않는다. 즉, 30 dpa 이상이 되면 400 MPa이하로 응력을 낮추어도 모두 균열이 발생한다고 보고하였다.

Fukuya 등 [19]은 응력과 조사량의 관계도출 실험을 하고 Fig. 19와 같은 결과를 얻었다. 적용된 스트레스에 대한 선량의 맵에서 SCC 개시 테스트의 결과를 보여준다. 결합생성 시간은 1 시간에서 1988 시간까지였으며 더 높은 응력과 선량인 경우 개시시간이 더 짧아진다. IASCC 개시응력은 균열을 보인 영역과 그렇지 않은 영역간의 경계 응력으로 정의된다.

시험 온도가 높을수록 균열개시 시간이 짧았지만 시험 온도의 영향은 크지 않았으므로 무시하고 시험 온도

를 무시한 모든 데이터를 사용하여 경계 응력을 결정했는데 IASCC 개시 응력은 조사량증가에 따라 감소했으며 74 dpa에서 약 400 MPa였다. FTT 데이터는 20 dpa 미만의 선량에서 BFB 데이터보다 경계응력이 낮았다.

PWR의 코어 내부 볼트에 대한 IASCC 개시응력의 예측 모델을 개발하였는데, 이 모델에는 온도 및 선량률과 같은 조사 조건의 영향과 화학 조성 및 냉간 가공과 같은 재료 조건을 고려할 수 있다. 또한 표면 경화층의 영향도 모델에 포함될 수 있다.

IASCC 개시가 기계적 특성 및 입계(Grain boundary, GB) 조성에 의해 제어될 가능성이 있다는 IASCC 기구에 대한 현재 이해를 기반으로, 개시응력은 주어진 조사량에서 항복강도 및 GB Cr 농도를 사용하여 모델링하였다. 주어진 조사 및 재료 조건에서 항복 강도를 결정하기 위해 속도 방정식 모델을 사용하여 조사유기 경화에 기여하는 주요 미세 구조 구성 요소인 전위 루프의 밀도 및 크기를 예측했다. 조사로 인한 항복 강도 증가는 장벽 경화 모델을 사용하여 계산되었으며 표면경화 층의 영향은 유효 항복 강도로 포함될 수 있다.

여러 성분 RIS 모델을 사용하여 주어진 조사 및 재료 조건에 대해 GB에서 Cr 농도를 예측했다. 항복강도 및 GB Cr 농도의 계산 모델에서 BFB 및 FTT 재료의 조사 후 검사 데이터를 재현하기 위해 물리적 매개 변수를 신중하게 선택했다. IASCC 개시 응력의 공식화에서 계산된 항복강도와 GB Cr 농도를 사용하여 일정 부하 SCC 테스트 데이터베이스를 분석했다. 이 모델은 데이터베이스에서 IASCC 개시응력을 잘 재현할 수 있다. 모델은 실험온도가 높고 조사속도(dose rate)가 느린 경우 IASCC 개시 응력이 더 낮을 것이라고 예측했다.

Bosch 등 [20]이 수행한 IASCC 균열 개시 시험은 벨기에 PWR에서 채취한 thimble tube재료에 대해 수행되었다. 균열 개시시험은 다양한 응력 수준에서 thimble tube시편에 대해 일정하중 시험으로 수행되었다. 파단 시간은 응력 부식 균열이 발생하지 않는 응력 임계값을 찾기 위해 적용된 응력의 함수로 결정되었다. thimble tube는 냉간 가공된 316L SS강으로 만들어졌으며 thimble tube 길이방향에 따른 선량은 45 ~ 80 dpa 범위이다. 이를 통해 유의하게 보고되지 않은 선량 값, 즉 45 ~ 55 dpa 범위 및 80 dpa에 대한 균열 개시 데이터를 추가할 수 있다. 결과는 IASCC가 발생하지 않는 응력이 30 dpa보다 큰 조사량에 대해 포화되는지 또는 조사량에 따른 작은 추가 입계 감소가 있는지 여부를 결정하는 데 사용할 수 있다. 4 년 동안 40 개 이상의 표본이 조사된 항복 응력의 40%에서 70% 사이의 응력 수준에서 45 ~ 80 dpa 범위의 선량범위의 시편에 대해 시험하였다. 응력이 감소함에 따라 파단 시간이 증가했지만 모든 응력

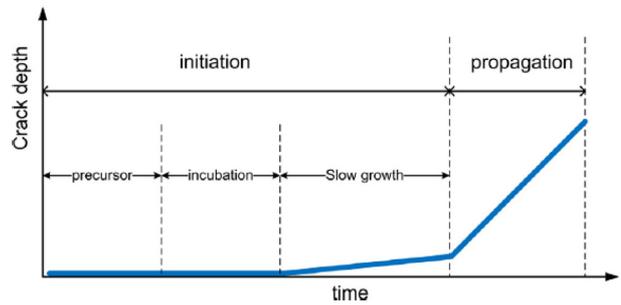


Fig. 20. Crack initiation and propagation behavior [20]

수준(모든 시편이 아님)에서 균열이 발생했다. 결과는 모든 균열 O-링에서 입계 균열이 주요 파괴 모드임을 보여준다. 40% 및 45%의 항복 응력을 받은 6 개의 80 dpa O-링 중 3 개는 6 개월의 테스트 후에도 파단되지 않았다. 이러한 결과와 문헌 데이터와의 비교를 기반으로 IASCC에 대한 걸보기 응력 한계는 조사된 항복 응력의 40%로 추정할 수 있다.

매우 높은 양으로 조사된 SS강의 균열 성장률은 상당히 높을 수 있다. Bosch 등 [20]에 따르면 문헌에 보고된 값은 $10^{-7} \sim 10^{-5}$ mm/s [21,22] 범위이다. 이러한 경우 구조부품의 균열발생 시간은 주로 균열 개시 시간에 의해 결정된다. 이 결과는 SCC 시작 및 전파의 여러 단계가 시간에 대한 균열 깊이 표현되며 Fig. 20에 나와 있다 [23].

균열 개시 기간은 (1) 재료가 변화하고(예 : 선량 축적으로 인해) 특정 환경에서 응력 부식 균열에 취약해지는 전체 기간, (2) 미세균열이 재료속으로 미세하게 침투하는 잠복기 기간, 및 (3) 50 ~ 500 mm 깊이 범위의 느린 성장 및 작은 침투 기간(여기서 성장 속도는 전파 단계보다 훨씬 낮다.)으로 구성된다. 전파 단계는 실제 균열 성장률이 발생하는 기간이다.

이 단계는 아래와 같은 하위 영역으로 구성된다. 첫 번째는 K 의존적 균열 성장률, 두 번째는 SCC에 전형적인 K-독립적 균열 성장, 잠재적으로 매우 높은 균열 성장률을 갖는 세 번째 하위 영역이 그것이다.

높은 균열 성장률의 경우 부품의 수명은 주로 시작 시간에 의해 결정된다. 따라서 균열 개시 시험의 중요성이 증가하고 있다 [16-18,24]. 이 시험에서 시편은 다양한 응력 수준으로 가해지고 파단 시간을 기록하였다. 적용된 응력이 파단시간의 함수로 표시되면 응력 부식 균열이 발생하지 않는 응력 한계를 결정할 수 있다. 균열 성장률이 높은 재료의 경우 파단시간은 균열 개시 시간과 거의 동일하다. 파단시간 측정실험을 수행하기 위해 일정한 하중에서 thimble tube재료의 일부를 테스트하는 데 사용할 수 있는 O-링 압축 테스트 시험법으

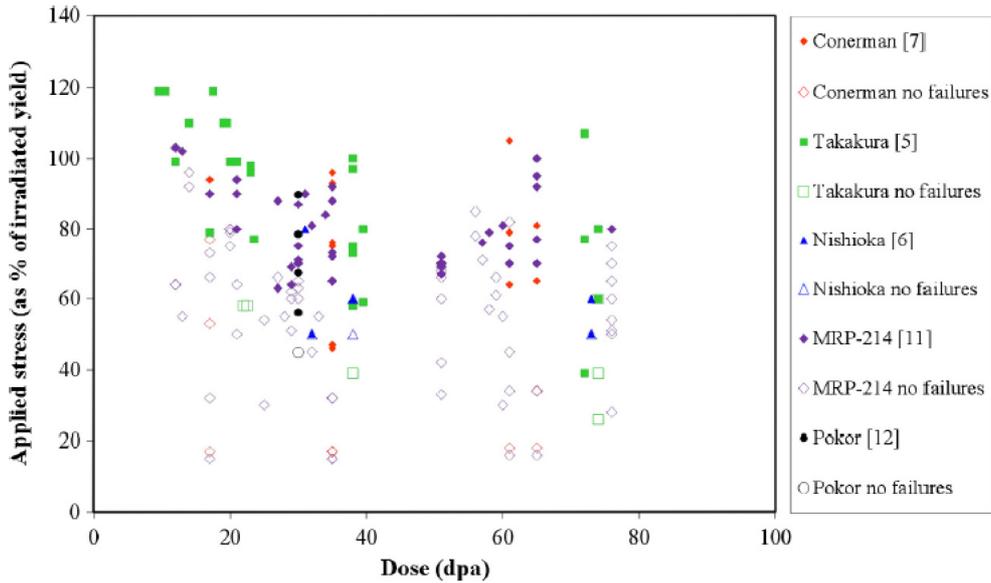


Fig. 21. Effect of fluence on cracking initiation stress [20]

로서 시험조건은 Conerman [24]과 Freyer [17]가 보고한 설계를 기반으로 하였다.

이 연구의 목적은 균열 개시에 대한 사용 가능한 데이터 세트를 아직 사용할 수 없었던 선량 및 응력에 대한 데이터 포인트로 확장하는 것이다. Fig. 21은 알려진 문헌에서 320 °C에서 사용 가능한 데이터를 보여주며, 여기서 파단응력(320 °C에서 조사된 항복 응력의 백분율로 표시됨)은 선량의 함수로 표시된다. 모든 시험은 붕소 농도(Conerman 1000 ppm B [24], Takakura 1200 ppm B [16], Nishioka 500 ppm B [18], 이 연구에서는 1000 ppm B)를 제외하고는 이 연구에서와 유사한 수화학 조건에서 수행되었다. 데이터에 큰 분산이 있으며 이는 추가 데이터가 필요함을 의미한다. 또한 40 ~ 60 dpa 사이 및 75 dpa 이상의 데이터는 거의 없다. 또한 파단시간이 조사된 항복 응력의 약 50%가 포화되는지 또는 선량에 따라 추가 감소가 발생하는지 여부를 해결하는 것을 목표로 하였다. 80 dpa 시험결과를 통해 약간의 단서를 찾을 수는 있다.

Bosch 등 [20]은 균열 개시응력과 조사량의 관계를 연구하고 아래와 같이 그 결과를 요약하였다. 즉, O-링(심블 튜브 시편)을 사용한 IASCC 균열 시작 테스트를 위한 테스트 기법을 설정하였다. 4년 동안 40개 이상의 시편에 대해 45 ~ 80 dpa 범위의 선량으로 조사된 항복 응력의 40% ~ 70%의 응력 수준과 최대 6개월의 테스트 시간으로 시험하였다. 모든 응력수준에서 균열이 발생했지만 응력이 감소함에 따라 파단시간이 증가했다.

모든 파단된 O-링에서 입계 균열의 주요 파괴 모드를 보였다. 항복 응력의 40 ~ 45%를 받은 6개의 80 dpa

O-링 중 3개는 6개월의 테스트 후에도 파단되지 않았다. 이러한 결과와 문헌 데이터와의 비교를 기반으로 IASCC에 대한 걸보기 응력 한계는 조사된 항복 응력의 40%로 추정할 수 있다. 그러나 Freyer 등 [17] 수행한 연구의 응력임계값 분석에서는 조사된 항복 강도의 62% 미만의 응력에서는 수명 종료까지 IASCC 균열이 발생하지 않을 것으로 예상되었으므로 조사량에 따른 응력 하한 임계값을 찾는 연구가 필요하다.

또한 80 dpa의 6개의 O-링 시편을 불활성 환경 즉, 320 °C의 아르곤 가스에서 조사된 항복 응력의 45 ~ 70% 범위의 응력에서 테스트한 경우 4350 시간(6개월)의 시험 후에도 어떤 시편도 균열을 보이지 않았다. 이것은 PWR 환경의 해로운 영향을 보여준다. 즉, PWR 물이 없으면 IASCC가 없다는 것을 의미한다.

Chopra 등 [25]은 IASCC 개시에 대한 여러 인자의 영향에 대한 연구를 하고 고온 고압 수에서 재료의 SCC는 재료 민감성, 높은 응력 및 공격적인 환경에 따라 달라지나 PWR 환경에서 IASCC의 메커니즘과 IASCC에 대한 다양한 재료 및 환경 매개 변수의 개별 효과는 아직 잘 알려져 있지 않음을 지적하고 중성자 조사량이 증가함에 따라 SCC에 대한 재료의 민감도가 증가되는 현상임을 발표하였다.

오스테나이트계 SS강의 인장 및 파단 특성의 저하가 5-20 dpa에서 포화되는 것처럼 보이지만 IASCC에 대한 SS강의 민감도는 중성자 조사량에 따라 계속 증가한다. 용체화 어닐링(Solution annealing, SA) 및 냉간가공(CW)된 오스테나이트 SS강은 모두 PWR 환경에서 균열에 취약하지만 재료별로 상당한 차이를 보이며 이를 흔히

Heat to heat variation이라고 표현한다. 일반적으로 오스테나이트계 SS강의 파단 특성의 조사로 인한 열화는 CW에서 용체화 어닐링된 재료보다 느리다. 왜냐하면 CW 재료는 전위 밀도가 높기 때문에 조사경화 및 손상을 늦추고 보이드 핵 형성 및 팽창을 억제하기 때문이다. 그러나 높은 중성자 플루언스 수준(즉, 10-20 dpa 이상 또는 $6.7 \times 10^{25} \text{ n/m}^2 \sim 1.3 \times 10^{26} \text{ n/m}^2$, $E > 1.0 \text{ MeV}$)에서는 PWR 환경에서 이러한 재료의 IASCC 민감도에 거의 또는 전혀 차이가 없다. 즉, SA 및 CW 재료간의 민감도 차이는 저 조사량에서만 나타난다.

모든 가공 및 주조 오스테나이트 SS강과 그 용접에 대해 중성자 플루언스의 임계값 이하에서는 재료가 IASCC에 취약하지 않은 것으로 간주될 수 있다. 임계값의 현재 추정치는 실험실 SSRT 데이터를 기반으로 할 때 약 $6.7 \times 10^{24} \text{ n/m}^2$ (1 dpa) [26]의 보수적인 임계값 플루언스이다. 이 값은 매우 높은 변형 후 재료에서 IASCC가 발생할 수 있는 플루언스를 나타내므로 보다 현실적인 값은 $2 \times 10^{25} \text{ n/m}^2$ (3 dpa) [26,27]로 판단되며 재료의 항복 응력 이상에서 IASCC가 시작될 수 있는 플루언스를 나타낸다. 이 임계값 이상으로 조사된 재료의 경우 IASCC 개시 데이터는 주어진 중성자 선량에 대해 PWR 환경에서 IASCC 개시가 발생하지 않는 결빙 응력 임계값을 정의하는데도 사용될 수 있다.

SCC개시 데이터는 O-링, C-링 또는 조사된 재료의 인장 시편에 대해 PWR 1차수 모사환경에서 정하중 SCC 개시 시험을 수행하여 얻으며 [24,16,17,28,29] 시편은 플루언스 및 적용된 응력의 함수로 평가된다. 응력(조사된 항복 응력의 백분율) 대 시간으로 표시된 정하중 IASCC 개시 결과는 Fig. 22에 나와 있다. 열린 기호는 균열되지 않은 시편을 나타내고 닫힌 기호는 균열된 시편을 나타낸다. 고속 증식 원자로(fast breed reactor, FBR)에서 조사된 재료에 대해 더 높은 선량률과 열 및 고속 중성자 스펙트럼의 차이로 인해 LWR 조사를 대표하지 않는 미세구조 및 미세조성의 차이가 발생할 수 있기 때문에 LWR에서 조사된 재료에 대해 얻은 데이터만 이 그림에 표시되었다. 동일한 데이터가 Fig. 23에 중성자 선량의 함수로 표시되었다. 결과는 충분히 높은 응력 하에서 고도로 조사된 재료의 균열 발생이 매우 빠르게 발생할 수 있음을 나타낸다(즉, 500 시간 이내). 또한 이러한 균열의 80%(닫힌 기호)가 150 시간 이내에 발생했다. 결과는 또한 수천 시간 후에도 균열이 시작되지 않은 응력 임계값을 보여주고 있다. 상용 PWR에서 조사된 CW Type 316 SS강에 대한 데이터는 조사된 항복 응력의 약 62%를 초과하는 응력에서 26 dpa에서 균열이 시작되었음을 보여준다 [17].

Fig. 23에서 매우 높은 조사량 수준에 조사된 SS강의

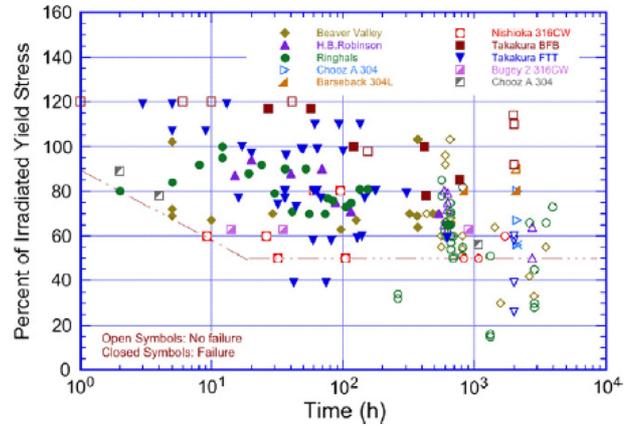


Fig. 22. Effect of applied stress on crack initiation [25]

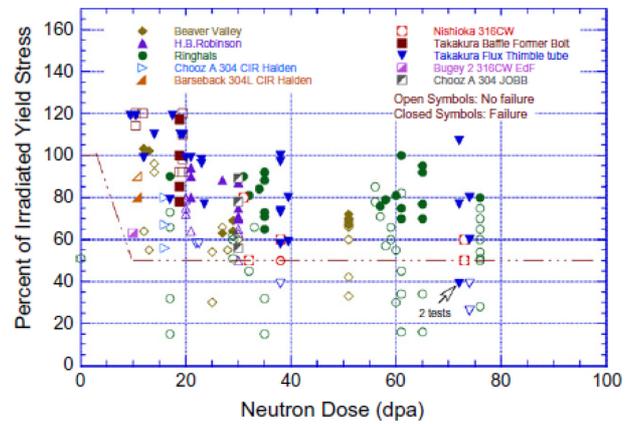


Fig. 23. Relation between fluence and crack initiation stress [25]

경우, 응력 임계값은 조사된 항복 응력의 50%로 정의되었지만 두 개의 데이터 포인트(닫힌 역 삼각형)가 이 임계값 아래로 떨어진다. 응력 임계값은 Fig. 22에서 점선으로 표시된다. IASCC 개시 데이터는 또한 균열 대비 균열 및 균열발생시간 관련하여 상당한 분산을 나타낸다. 예를 들어, 동시에 테스트 된 6 개의 동일한 시편 세트에서 4 개는 균열되고 2 개는 균열을 보이지 않았다. 또한 균열을 보인 4 개의 시편중 균열발생 시간은 29 시간에서 483 시간까지 다양하다. 따라서 유효한 데이터 추세를 식별하기 위해 충분히 많은 수의 표본을 테스트해야 한다. IASCC 개시 데이터는 주어진 중성자 선량에 대해 71-76 dpa로 조사된 오스테나이트 SS강에 대한 하한 응력 대 균열발생 시간 곡선을 추정하는 데 사용되었다.

Fig. 24의 곡선은 특정 조사 재료를 나타내며, PWR 환경에서 주어진 응력에서 IASCC가 개시되는 가장 짧은 시간이다. 이 곡선은 40 년 또는 60 년 원자로 수명(즉, 32 년 또는 48 년 유효 전력 연도(EFPY))으로 외

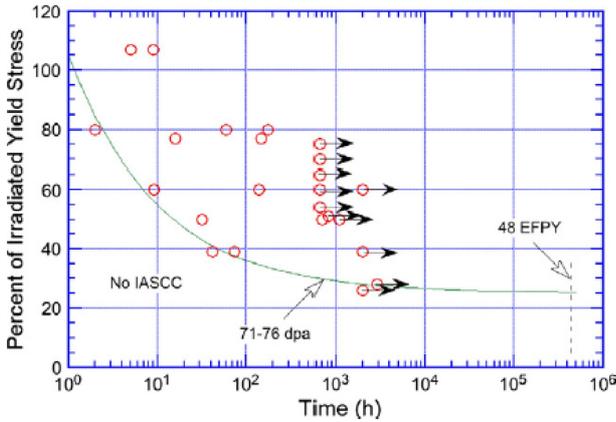


Fig. 24. Crack initiation time in PWR environment [25]

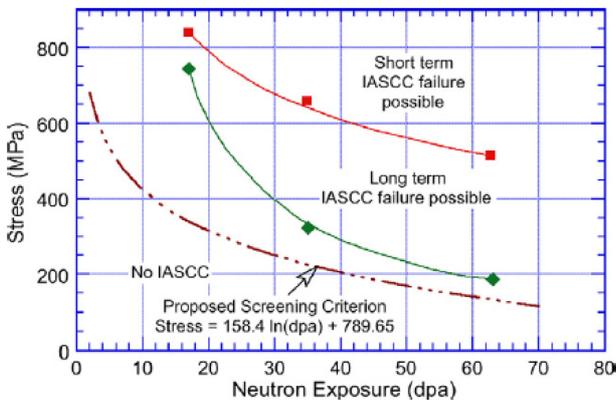


Fig. 25. Cracking susceptible area depending on stress and fluence [25]

삽되어 지정된 범위 내에서 해당 재료에 대해 원자로 수명 내에서는 IASCC 개시가 발생하지 않는 걸보기 응력 임계값을 정의한다. 이러한 결과는 스트레스와 플루언스의 함수로 IASCC 개시시간을 예측하는 스트레스 대 중성자 조사량 임계값에 대한 곡선을 개발하는 데 사용된다.

Fig. 25는 비교적 짧은 시간(즉, 100 시간)과 매우 긴 시간 후에 IASCC개시에 대한 대략적인 응력과 중성자 조사량을 정의하는 두 개의 곡선을 보여준다. 후자는 IASCC가 원자로 수명 내에서 발생할 가능성이 낮은 응력 및 조사량 플루언스의 하한으로 사용될 수 있다. 그러나 이러한 곡선을 개발하는 데 사용된 데이터는 재료 화학조성의 영향, 재료 제조히트간 변동성 또는 용체화 어닐링된 또는 CW 재료 간의 차이를 설명하지 않는다. 데이터 산란으로 인한 재료 변동성과 불확실성을 설명하기 위해 미국 전력연구소(EPRI)의 materials reliability program (MRP)은 오스테나이트 SS강의 IASCC 개시에 대해 Fig. 26에 표시된 스크리닝 곡선을 제안했다 [30].

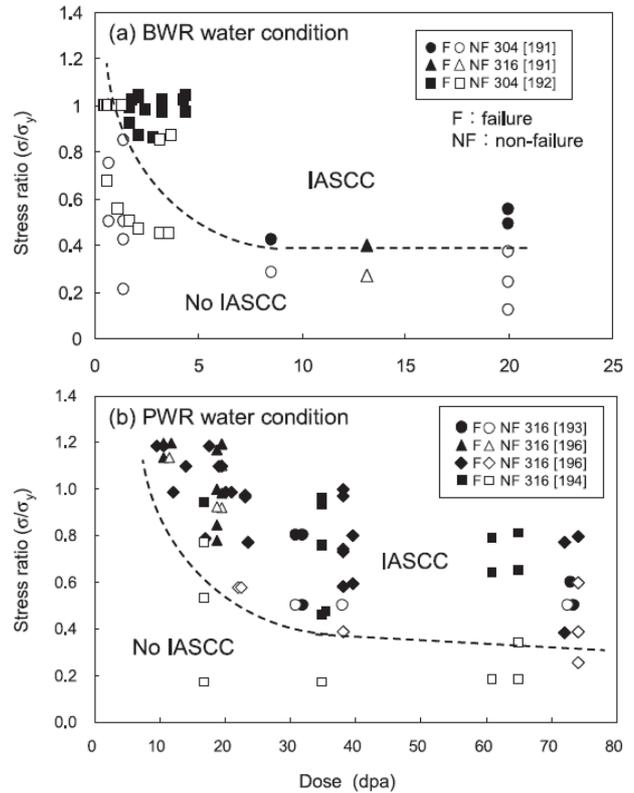


Fig. 26. Ratio of applied stress to yield stress of stainless steel cracking in BWR, PWR water [30]

이 곡선은 초기 스크리닝 프로세스 동안 다양한 PWR 원자로 내부 구조물의 여러 범주의 노화 관리 전략으로 나누는 데 사용된다.

오스테나이트 SS강에 대한 중성자 선량/적용 스트레스트 임계값을 정의하는 이러한 접근 방식은 스크리닝 곡선을 개발하는 데 사용되는 데이터베이스의 적절성에 따라 제한된다. 우선, 현재 스트레스와 중성자 조사량과 관련된 IASCC 개시곡선을 적절하게 정의하기에는 데이터가 충분하지 않다. 데이터 산란, 재료 변동성, 조사 온도, 중성자 스펙트럼 효과 및 수화학으로 인한 불확실성을 설명하려면 훨씬 더 많은 데이터가 필요하다. IASCC 개시 데이터베이스에 더 많은 정보가 추가됨에 따라 60년 원자로 수명 동안 IASCC가 발생하지 않을 것으로 간주되는 임계 응력이 초기 값 62에서 50%로 감소했으며 현재는 조사된 항복 응력의 40%로 감소했다. PWR 환경에서 IASCC에 대해 3 dpa의 임계 조사량이 정의되었지만 10 dpa 미만으로 조사된 오스테나이트 SS강에 대한 IASCC 개시 데이터는 없다. 또한 Fig. 23에서 3 ~ 10 dpa로 조사된 재료의 경우 IASCC개시를 위한 임계 응력은 3 ~ 10 dpa 사이의 직선으로 임의로 정의된다. 이러한 IASCC 개시를 위한 기존 데이터베이스

스는 IASCC 민감도에 영향을 미치는 것으로 알려진 재료 규격, 합금조성, 열처리상태, 방사선조사온도, 조사조건, 수화학(Material type, composition, and condition, Irradiation temperature, Neutron spectrum, Water chemistry) 등 매개 변수의 영향을 동시에 모두 고려하지는 않았다는 한계가 있다.

Fukuya 등 [30]은 IASCC 개시는 정하중 시험법을 이용하여 연구하고 균열개시에 대한 응력과 조사량의 관계를 설명하였다. IASCC 개시에 대한 응력은 조사량 증가에 따라 감소하고 고 선량에서 포화되는 경향이 있다 [16-18,24,31-33]. Fig. 26은 BWR 수화학조건 (288 °C, 32 ppm DO) 및 PWR 수화학 조건 (320 °C 340 °C, 2.7 ppm DH)에서 항복 강도에 대한 응력 비율 (σ/σ_y) 대 조사량 맵의 정하중 시험 SCC 테스트 데이터를 보여준다. 시험은 인장형, O형 또는 C형, 굽힘 빔형 시편을 사용하여 최대 5000 시간 동안 수행했다. 개시응력은 고 농도 BWR 수질 조건에서 10dpa 미만 선량에서 $\sim 0.4 \sigma_y$ 로 감소한 반면 [31,32], PWR 수질 조건에서 30 ~ 40 dpa에서 $\sim 0.4 \sigma_y$ 로 감소했다 [17,24,33]. IASCC 발생에 대한 응력 하한은 BWR 및 PWR 수질 조건에서 거의 동일했다. PWR 수질 조건에서 균열 발생 시간은 작용된 응력과 선량이 증가함에 따라 감소했다. 60 ~ 75 dpa에서 개시 시간은 1 ~ 10 시간으로 짧아졌다. IASCC 개시에 대한 재료변수의 영향을 보여주는 체계적인 데이터는 보고되지 않았으며, 수화학상태의 영향을 보여주는 데이터가 있다. BWR 수질 조건에서 DO를 32 ppm에서 0.02 ppm으로 감소시키면 IASCC 개시가 억제되었다 [31]. PWR 수질 조건에서 IASCC 개시는 온도가 증가하고 [33] DH 농도를 증가시키고 [34] Li 농도를 증가시키는 경우 [35] 빨라졌다. 이러한 경향은 일반적으로 SSRT 테스트에서 발견된 IASCC 감수성 경향과 일치한다.

Stephenson 등 [13]은 냉간 가공은 최대 10 dpa의 조사 후 IASCC 민감도를 줄이는 데 효과적이라고 보고하였다. 조사량의 증가는 IASCC 민감도를 증가시켰지만, 그 증가는 미세조직 또는 미세 화학적 변수에만 기인하는 것은 아니며 방사선에 의한 원소의 입계석출은 가장 취약한 합금에서 관찰되었다. 조사로 인한 경도 또는 항복 강도의 변화는 전위 루프 구조에 의해 설명되며, 이는 시험 환경에 따라 % IG 증가와도 관련이 있다.

Margolin 등 [36]도 IASCC 임계 조사량에 대한 연구를 하고 Fig. 27과 같이 IASCC 임계조사량은 4 dpa라고 보고하며 다른 연구자 [30,35]들의 결과와 일치한다고 주장하였다.

Kim 등 [37]은 IASCC 개시에 영향을 미치는 조사량과 응력에 대해 통계적 분석을 수행한 바 있다. 통계적

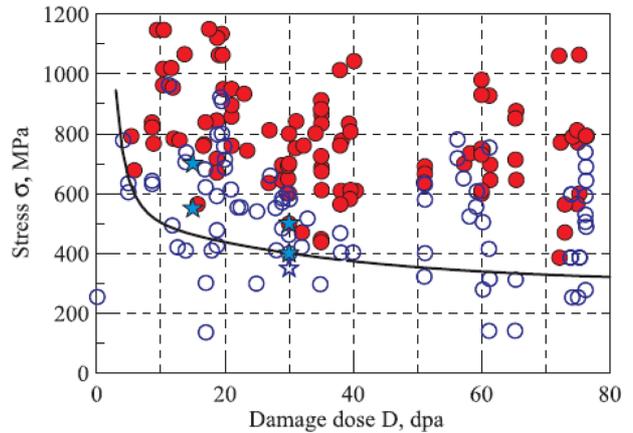


Fig. 27. Estimated threshold fluence of IASCC initiation (4 dpa) [36]

분석을 위하여 금속 피로 수명 등에 널리 사용되는 가속 수명 모델인 역누승 모델(inverse power model)을 사용하였고, 아래와 같이 인가 응력과 중성자 조사량을 가속변수로 설정하였다.

$$L (\% \sigma, d) = A / (\% \sigma^m \times d^n) \tag{4}$$

여기서 L은 IASCC 개시시간, $\% \sigma$ 는 조사후 항복 강도 (yield strength, YS)에 대한 인가 응력의 비율, d는 재료에 조사된 중성자 조사량의 척도인 원자당 변위량(dpa), 그리고 A, m과 n은 상수이다.

Kim 등 [37]은 IASCC 개시에 미치는 조사량과 응력의 영향에 대한 통계적 분석을 위하여, 중성자 조사된 CW 316SS에 대해 선행 연구에서 보고된 개시 시간 시험결과를 조사량과 응력에 대해 분류하였다. 즉, 인가 응력의 경우 조사 후 항복 강도에 대한 비율이 40 ~ 120% 범위에서 10% 단계로 총 8개의 구간으로, 중성자 조사량의 경우 10 ~ 80 dpa범위에서 10 dpa단계로 총 7개의 구간으로 실험 데이터 군을 나누었다. 실험 종료까지 IASCC 개시가 발견되지 않은 상태로 중단된 데이터들로 활용하기 위해서 우측 관측중단자료(right censored data)에 대한 최우추정법(Maximum likelihood method)을 사용하였고, 인가 응력 또는 중성자 조사량 별로 적합한 분포를 추정된 결과, 대부분의 실험 데이터 군에서 와이블 분포가 적합성 척도인 AD 값이 가장 낮게 나타났다. 따라서 와이블 분포를 적용하여, 총 15개의 실험 데이터 군에 대해서 인가 응력 또는 중성자 조사량 별 와이블 형상 모수(shape parameter)와 척도 모수를 추정하고, 동일성 검정을 수행한 결과, 전반적으로 가속성이 성립되는 것으로 나타났다.

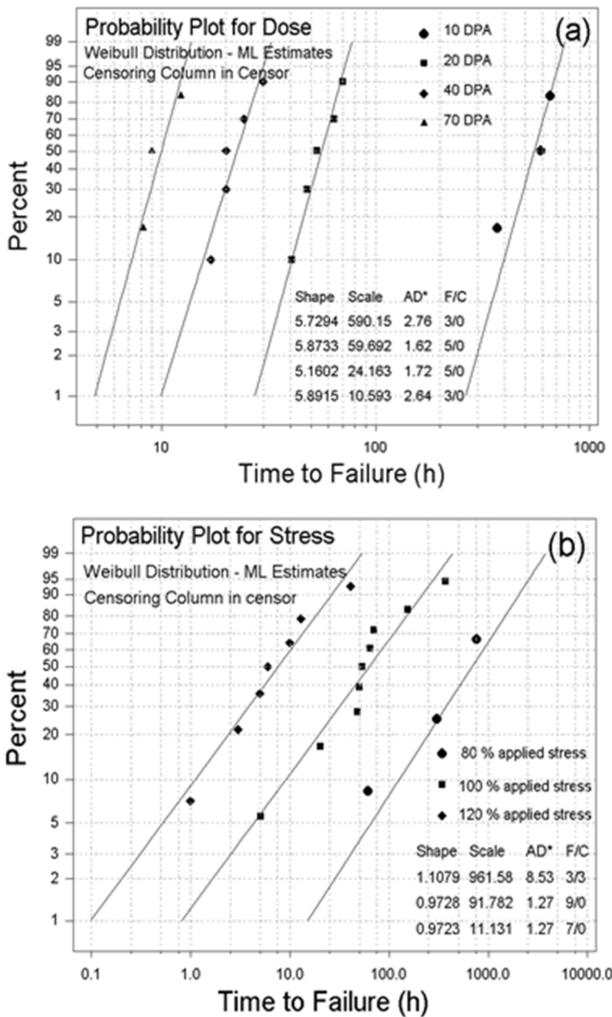


Fig. 28. Weibull plot for cracking time of neutron irradiated CW 316SS, (a) constant applied stress, (b) constant fluence [37]

Fig. 28a는 인가응력이 조사후 항복 강도 대비 100 ~ 110%로 일정한 구간의 실험 데이터 군에서 중성자 조사량이 10, 20, 40, 70 dpa일 때, 형상 모수가 각각 5.7294, 5.8733, 5.1602, 5.8915의 값을 가지므로 가속수준별 와이블 확률 분포의 대수 척도 기울기가 거의 동일하다고 볼 수 있다. 와이블 형상 모수의 동일성 검정 결과, 유의 수준($\alpha = 0.05$)보다 높은 P-value를 가지므로, 가속성이 성립한다고 판단하였다. Fig. 28b는 중성자 조사량이 10 ~ 20 dpa로 일정한 구간의 실험 데이터 군에서 인가 응력이 조사 후 항복 강도 대비 80, 100, 120%일 때, 형상 모수가 각각 1.1079, 0.9728, 0.9723의 값을 가지므로 가속수준별 와이블 확률 분포의 대수 척도 기울기가 거의 동일하고, 와이블 형상 모수의 동일성 검정 결과, 유의 수준($\alpha = 0.05$)보다 높은 P-value를 가지므로, 가속성이 성립한다고 판단하였다. 나머지 실험

데이터 군들도 유사한 경향을 보였다. 이러한 통계적 분석을 통해, equation (2)에서 개시 시간에 미치는 인가응력과 조사량의 영향 인자인, m과 n은 95% 신뢰 구간에서 각각 8.262, 2.514로 주어지는 것으로 나타났다.

2.4 균열개시에 미치는 산화막의 영향

약 300 °C의 고온 가압수 조건에 노출된 오스테나이트계 SS강의 표면은 비교적 두꺼운 산화물로 덮여 있다(Fig. 29). 고온 물에 노출된 후 산화물의 두께는 상온에서 최대 10 분의 1 나노 미터인데 비해 약 200 ~ 500 nm로 두껍게 형성된다. 이는 다른 연구자와 일치하는 결과로서(예를 들어 [37] 참조) 산화물 스케일의 형태는 주로 혼합 분산된 철 기반(Fe_3O_4)과 스피넬 철-크롬 산화물(Fe / Cr 비율이 약 2인 $FeCr_2O_4$)로 구성된 외층을 포함하며 Fig. 30과 같이 투과전자현미경(Transmission electron microscope, TEM) 사진에서 크롬이 풍부한 산화물로 구성된 결정자와 내부의 보다 조밀한 층임을 알 수 있다. 외부 산화층은 SS강의 일반적인 부식으로 인해 용액에 용해된 철과 크롬에 따른 재 증착 현상과 관련이 있다고 가정한다. 내부 산화물 층은 금속 자체에 형성된 보호 산화막이라고 가정한다.

내부 산화층과 모재 사이의 계면 전면은 일반적으로 물결 모양이다(Fig. 30). 내부 산화물과 외부 산화물의 주요 차이점은 내부 산화물 층이 Cr이 풍부한 산화물로만 구성된다는 사실이다. 산화층의 깊이는 일반적으로 PWR 1 차수 조건에 1000 시간 노출된 후 200-300 nm 범위이다. 냉간가공(CW) 재료와 용체화어닐링 SS강(type 304L 및 type 316L) 재료를 사용한 이 연구에서 PWR 1 차수 조건에서 1000 시간 노출 후 내부 산화물 스케일 미세 구조간에 주요 차이점이 있다. 즉, SA된 재료의 내부 Cr이 풍부한 산화물은 연속적인 반면, CW 재

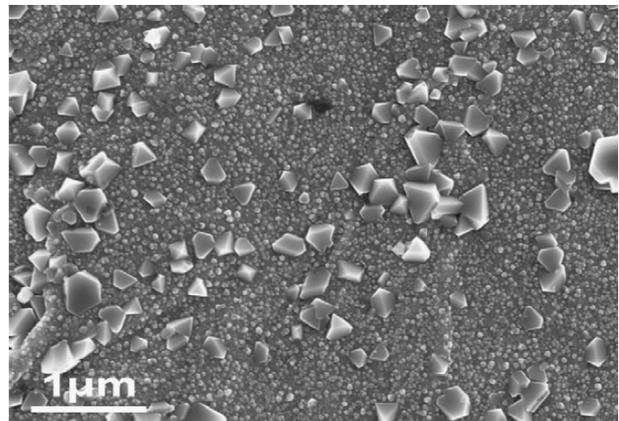


Fig. 29. Corrosion product on stainless steel exposed in PWR operating condition [4]

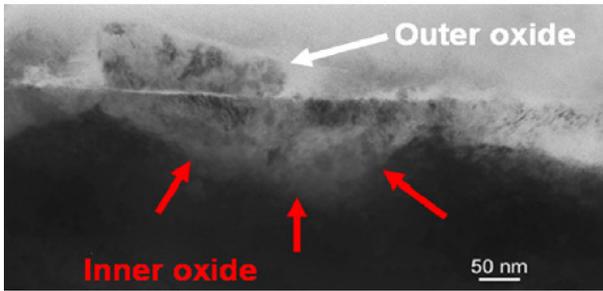


Fig. 30. Wavy internal corrosion product of stainless steel [4]

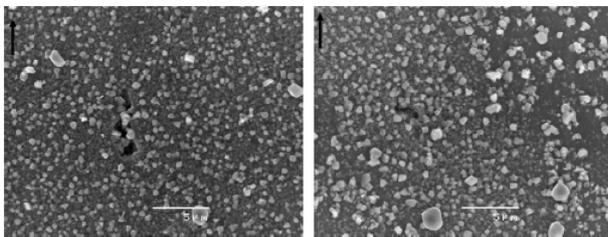


Fig. 31. Typical corrosion product on stainless steels in PWR primary water [4]

료에서는 내부 Cr이 풍부한 산화물이 불연속적이라는 것이다. 이 내부층이 스테인리스 강의 부동태에 중요한 역할을 하는 경우 CW강에서 이 부동태 층의 불연속성은 CW와 비-CW 재료간의 거동 차이의 원인 중 하나일 수 있다. CW 재료의 내부 산화층이 불연속이므로 안정한 부동태가 아니고 이로 인해 균열 민감도가 증가할 수 있다.

Feron 등 [4]은 균열개시 시험에서의 산화물 분석을 39dpa에서 중성자 조사 시편으로 시험을 수행하였다. 예정된 전체 테스트 기간은 2000 시간으로 1000 시간의 두 기간으로 나누었다. 일정한 하중으로 1000 시간의 첫 번째 기간은 50%의 $RI/Rp_{0.2}$ (340 °C) 비율, 즉 1230 N의 하중으로 수행되었다. 처음 1000 시간 후 시편은 파단되지 않았다. 그런 다음 시편에 부가 응력을 제거하고 주사전자현미경(Scanning electron microscope, SEM) 장치가 있는 핫셀로 이동한 후 다음 게이지 표면을 SEM으로 관찰했다, 전체 게이지 표면을 관찰한 결과 Fig. 31과 같이 1 차수 PWR 환경에서 SS강의 전형적인 산화 특성이 보였다. 그러나 SCC로 추정되는 미세 균열은 관찰되지 않았기 때문에 50% 비율의 $RI/Rp_{0.2}$ (340 °C)에서 1000 시간 후에 SCC 개시 균열이 시작되지 않았다는 결론을 내렸다.

Chimi 등 [38]은 표면 산화물은 선량 및 적용된 변형 수준에 의존하지 않고 내부 Cr이 풍부한 스피넬 산화물과 외부 Fe 및 Ni가 풍부한 스피넬 산화물로 구성되어

있다고 보고하였다. GB 주변의 산화막 두께는 GB에서 국부 변형(Electron backscatter diffraction (EBSD)의 Kernel average misorientation (KAM))에 따라 증가한다. 그러나 GB 및 표면 계단을 따라 침투 산화가 관찰되지 않았다. 저선량(0.94 dpa) 시편의 계단 구조는 전위 채널이 아니라 전위의 엉킴에 의해 발생하는 반면, 계단 구조는 고선량(11.6 dpa)의 경우 쌍정이 에지와 함께 전위 채널과 밀접한 관련이 있다. 표면 산화물은 선량 및 적용된 변형 수준에 의존하지 않고 내부 Cr이 풍부한 스피넬 산화물과 외부 Fe 및 Ni가 풍부한 스피넬 산화물로 구성되어 있다. GB 주변의 산화막 두께는 GB에서 국부 변형(EBSD의 KAM)에 따라 증가한다. 그러나 GB 및 표면 단계를 따라 침투 산화가 관찰되지 않았다.

Raiman 등 [39]은 직접 양성자 조사에 노출된 샘플 영역은 동일한 조건에 노출된 비 조사 샘플에 비해 더 얇고 다공성의 내부 산화막을 가졌다고 보고하였다. 라만 분광법에 의한 분석결과는 조사된 샘플의 표면에 적철광(hematite)을 나타내어 조사 시 부식 가능성이 증가함을 알 수 있었다. 이 자료들을 통해 방사선 조사 하에서 가속 산화물 용해가 발생하고 있음을 알 수 있다.

Fukumura 등 [40]은 PWR 1 차수 모사환경에서 3 dpa, 19 dpa 및 73 dpa에 조사된 SS강의 GB 산화 거동을 조사했다. GB 산화 길이는 내부 산화층 두께와 동일한 선량 증가에 따라 증가했으며 조사로 인한 GB 산화 축진이 확인되었다. GB 산화 근처의 원소 분포는 조사로 인해 변경되지 않았으므로 기본 산화 과정은 조사로 인해 변경되지 않는 것으로 간주할 수 있다.

또한 PWR 환경에서 IASCC 개시조건과 메커니즘을 명확히 하기 위해 많은 연구가 수행되었다 [30,41]. 본 논문에서는 다루지 않으나 이러한 자료들을 통해 균열의 개시와 전파기구를 이해하는 노력도 필요할 것이다.

4. 결론

원자로 내부구조물 재료로 사용되는 SS강의 균열개시 민감도에 미치는 여러 인자를 조사 분석하고 아래의 결론을 도출하였다.

수소가 첨가된 PWR 환경에서 IGSCC 개시 및 전파 과정은 균열 팁에서의 금속 용해와 관련이 있다.

수소를 25 ~ 50 cc/kg의 범위로 첨가한 HWC PW 용액에서는 균열민감도는 감소하지만 작은 표면 균열의 발생은 증가하여 균열개시민감도는 증가하는 것으로 판단된다. 따라서 Ni 기합금의 균열 저항성 증가를 위한 용존 수소 증가 전략에 있어서 내부구조물 재료의 균열개시 민감도 평가 결과를 함께 고려할 필요성이 있음을 확인하였다.

Hf와 Si의 첨가는 IASCC를 조장하였고, Mo와 Ti는 거의 효과가 없었으며, Ni 또는 Ni + Cr은 고순도 모델 type 304L 스테인리스강에서 IASCC 민감성을 크게 낮추었다. RIS로 인한 입계 Si 증가는 IASCC에 대한 민감도 증가와도 잘 연관되어 있음도 알 수 있다.

IASCC 개시에 대한 결보기 응력 한계는 조사된 항복 응력의 40%로 추정된다. 그러나 62% 미만의 응력에서도 수명 종료까지 IASCC 균열이 발생하지 않을 것으로 주장하는 자료도 있어 조사량에 따른 응력하한 임계값을 찾는 연구가 필요하다.

여러 연구자들의 자료를 종합해 본 결과 IASCC 임계 조사량은 4 dpa라고 판단된다.

인가응력 또는 중성자 조사량 별로 적합한 균열성장 분포를 추정한 결과, 대부분의 실험 데이터 군에서 와이블 분포에 따라 균열민감도가 두 변수(응력과 조사량)에 직접연관성이 있음을 알 수 있다.

중성자 조사환경에서 스테인리스강 표면 산화물은 선량 및 적용된 변형 수준에 의존하지 않고 내부 Cr이 풍부한 스피넬 산화물과 외부 Fe 및 Ni가 풍부한 스피넬 산화물로 구성되어 있는 것으로 조사되었다.

이 문헌분석을 통해 스테인리스강의 IASCC 균열개시 민감도에 미치는 여러 인자에 대한 이해를 높일 수 있을 것이나 균열발생 후 그 균열의 성장속도에 대한 평가는 더 어려운 연구영역이다. 앞으로 관련연구분야에서는 이러한 균열개시인자에 대한 이해를 바탕으로 균열의 성장이 발전소 가동안전성에 어떤 영향을 미칠 수 있을지 밝힐 수 있는 자료를 생산하는 것이 필요하다.

감사의 글

이 논문은 2021년도 산업통상자원부의 재원으로 한국 에너지기술평가원의 지원(20191510301140, 해체원전 원자로 내부구조물 베플포머볼트 조사유기 응력부식 균열 열화 특성 분석 기술개발)을 받아 수행된 연구입니다.

References

1. R. Gerard and F. Somville, Situation of the baffle-former bolts in Belgian units, *Proceedings of the 17th International Conference on Nuclear Engineering*, ICONE17, ASME, Brussels, Belgium (2009).
2. Y. S. Lim, D. J. Kim, S. S. Hwang, M. J. Choi, and S. W. Cho, Effects of Proton Irradiation on the Microstructure and Surface Oxidation Characteristics of Type 316 Stainless Steel, *Corrosion Science and Technology*, **20**, 158 (2021). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2021.20.3.158>
3. S.W. Kim. *et. al.*, Technical report on IASCC models of PWR reactor internals, KAERI/TR-6404/ (2016).
4. D. Feron, E. Herms, and B. Tanguy, Behavior of stainless steels in pressurized water reactor primary circuits, *Journal of Nuclear Materials*, **427**, 364 (2012). Doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.03.034>
5. K. Arioka, Y. Kaneshima, T. Yamada, and T. Terachi, *11th International Symposium on Environmental of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors*, NACE, Stevenson, WA, USA (2003).
6. K. Arioka, Effect of Temperature, Hydrogen and Boric Acid Concentration on IGSCC Susceptibility of Annealed 316 Stainless Steel, *Colloque International Fontevraud 5*, SFEN, Fontevraud, France (2002).
7. G. Furutani, N. Nakajima, T. Konishi, and M. Kodama, Stress corrosion cracking on irradiated 316 stainless steel, *Journal of Nuclear Materials*, **288**, 179 (2001). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(00\)00704-2](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(00)00704-2)
8. K. Arioka, Y. Kaneshima, T. Yamada, and T. Terachi, Influence of Boric Acid, Hydrogen Concentration and Grain Boundary Carbide on IGSCC Behaviors of SUS 316 under PWR Primary Water, *11th Int. Conf. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Systems*, NACE Stevenson, WA, USA (2003).
9. G. Furutani, N. Nakajima, T. Konishi, and M. Kodama, *Journal of Nuclear Materials*, **288**, 279 (2001). Doi:
10. K. Arioka, M. Hourai, S. Okamoto, and K. Onimura, Corrosion '83, Paper No. 135, Anaheim (1983).
11. W. E. Ruther, W. K. Soppet, and T. F. Kassner, Effect of Temperature and Ionic Impurities at Very Low Concentrations on Stress Corrosion Cracking of AISI 304 Stainless Steel, *Corrosion*, **44**, 791 (1988). Doi: <https://doi.org/10.5006/1.3584950>
12. S. Zhang, T. Shibata, and T. Haruna, Inhibition Effect of the Borate Ion on Intergranular Stress Corrosion Cracking of Sensitized Type 304 Stainless Steel, *Corrosion*, **54**, 428 (1998). Doi: <https://doi.org/10.5006/1.3284870>
13. K. J. Stephenson and G. S. Was, Crack initiation behavior of neutron irradiated model and commercial stainless steels in high temperature water, *Journal of Nuclear Materials* **444**, 331 (2014). <http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2013.10.008>
14. G. S. Was, Y. Ashida, and P. L. Andresen, Irradiation-assisted stress corrosion cracking, *Corrosion Reviews*, **29**, 7 (2011). Doi: <https://doi.org/10.1515/corrrev.2011.020>
15. S. S Hwang. *et. al.*, Irradiation Degradation Evaluation Technology Development of Nuclear Reactor Internals

- for Long Term Operation, KAERI/RR-4096, (2016).
16. K. Takakura, *et al.*, Lifetime Evaluation for IASCC Initiation of Cold Worked 316 Stainless Steel's BFB in PWR Primary Water, *13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems*, NACE, Whistler, British Columbia, Canada (2007).
 17. P. D. Freyer, T. R. Mager, and M. A. Burke, Hot cell crack initiation testing of various heats of highly irradiated 316 stainless steel components obtained from three commercial PWRs, *13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems*, NACE, Whistler, British Columbia, Canada (2007).
 18. H. Nishioka, K. Fukuya, K. Fujii, and T. Torimaru, IASCC initiation in highly irradiated stainless steels under uniaxial constant load conditions. *Journal of Nuclear Science and Technology*, **45**, 1072 (2008). Doi: <https://doi.org/10.1080/18811248.2008.9711894>
 19. K. Fukuya, K. Fujii, H. Nishioka, K. Takakura, and K. Nakata, A prediction model of IASCC initiation stress for bolts in PWR core internals, *Nuclear Engineering and Design*, **240**, 473 (2010). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2009.10.022>
 20. R.W. Bosch, M. Vankeerberghen, R. Gerard, and F. Somville, Crack initiation testing of thimble tube material under PWR conditions to determine a stress threshold for IASCC, *Journal of Nuclear Materials*, **461**, 112 (2015) Doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jnucmat.2015.02.038>
 21. P. L. Andresen, Emerging Issues and Fundamental Processes in Environmental Cracking in Hot Water, *Corrosion*, **64**, 439 (2008). Doi: <https://doi.org/10.5006/1.3278483>
 22. G. Was and P. L. Andresen, Stress corrosion cracking behavior of alloys in aggressive nuclear reactor core environments, *Corrosion*, **63**, 19 (2007). Doi: <https://doi.org/10.5006/1.3278331>
 23. R.W. Staehle, Introduction to Initiation, *Workshop on Detection, Avoidance, Mechanisms, Modeling, and Prediction of Stress Corrosion Cracking Initiation in Water-Cooled Nuclear Plants*, Beaune, Burgundy, France (2008).
 24. J. Conermann, R. Shogan, K. Fujimoto, T. Yonezawa, and Y. Yamaguchi, Irradiation effects in a highly irradiated cold worked stainless steel removed from a commercial PWR, *Proceedings of the 12th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System – Water Reactors*, TMS, Salt Lake City, Utah, USA (2005).
 25. O.K.Chopra, A.S. Rao, A review of irradiation effects on LWR core internal materials – IASCC susceptibility and crack growth rates of austenitic stainless steels. *Journal of Nuclear Materials*, **409**, 235 (2011) Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2010.12.001>
 26. Materials Reliability Program: PWR Internals Material Aging Degradation Mechanism Screening, and Threshold Values, MRP-175, EPRI Report 1012081, December (2005).
 27. R. P. Shogan and T. R. Mager, *Proc. 10th Intl. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors*, Paper No. 0030, NACE/ANS/TMS, Lake Tahoe, USA (2001).
 28. H. Nishioka, K. Fukuya, K. Fujii, and T. Torimaru, *Proc. 13th Intl. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors*, Paper No. P0040, Canadian Nuclear Society, Toronto, Canada (2007).
 29. S. Fyfitich, H. Xu, P. Scott, L. Fournier, and A. Demma, *Proc. 14th Intl. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems – Water Reactors*, American Nuclear Society, Lagrange Park, IL,USA (2009).
 30. K. Fukuya, Current understanding of radiation-induced degradation in light water reactor structural materials, *Journal of Nuclear Science and Technology*, **50**, 213 (2013). Doi: <https://doi.org/10.1080/00223131.2013.772448>
 31. R. Katsura, J. Morisawa, M. Kodama, S. Nishimura, S. Suzuki, S. Shima, and M. Yamamoto, Effect of stress on IASCC in irradiated austenitic stainless steels. *Proceedings of the 6th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors*, TMS, Sandiego, CA USA (1993).
 32. A. J. Jacobs, G. P.Wozadlo, and G. M.Gordon, Use of a constant deflection test to evaluate susceptibility to irradiation-assisted stress corrosion cracking, *Corrosion*, **49**, 650 (1993). Doi: <https://doi.org/10.5006/1.3316096>
 33. A. Toivonen, P. Aaltonen, W. Karlsen, U. Ehrnsten, J. Massoud J, and J. Boursier, Post- irradiation SCC investigations on highly-irradiated core internals component materials. *Proceedings of the 6th International Symposium Fontevraud 6, Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs*, SFEN, Fontevraud, France (2006).
 34. K. Fujii, H. Nishioka, K. Fukuya, and T. Torimaru, Effects of dissolved hydrogen on IASCC behavior. *Pro-*

- ceedings of the 7th International Symposium Fontevraud 7, Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs*, SFEN Fontevraud, France (2010).
35. C. Pokor, J. P. Massoud, M. Wintergerst, A. Toivonen, U. Egnsten, and W. Karlsen, Determination of the time to failure curves as a function of stress for a highly irradiated AISI 304 stainless steel after constant load tests in simulated PWR water environment. *Proceedings of the 7th International Symposium Fontevraud 7, Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs*, SFEN Fontevraud, France (2010).
 36. B. Margolin, A. Sorokin, N. Pirogova, A. Toivonen, F. Sefta, and C. Pokor, Analysis of mechanisms inducing corrosion cracking of irradiated austenitic steels and development of a model for prediction of crack initiation, *Engineering Failure Analysis*, **107**, 104235 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2019.104235>
 37. S. W. Kim, S. S. Hwang, and Y. J. Lee, Statistical Life Prediction on IASCC of Stainless Steel for PWR Core Internals, *Korean Journal of Metals and Materials*, **50**, 583 (2012). Doi: <https://doi.org/10.3365/KJMM.2012.50.8.583>
 38. Y. Chimi, Effects of locally deformed structure on oxide film properties in neutron-irradiated austenitic stainless steel, *17th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems Water Reactors*, NACE, Ottawa, Ontario, Canada (2015).
 39. S. S. Raiman, Composition and morphology of the oxide film formed on 316L stainless steel during in-situ proton irradiation in PWR conditions, *17th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems Water Reactors*, NACE, Ottawa, Ontario, Canada (2015).
 40. T. Fukumura, Grain Boundary Oxidation of Neutron Irradiated Stainless Steels in Simulated PWR Water, *17th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems Water Reactors*, NACE, Ottawa, Ontario, Canada (2015).
 41. W. J. Phythian and C. A. English, Microstructural evolution in reactor pressure vessel steels. *Journal of Nuclear Materials*, **205**, 162 (1993). Doi: [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(93\)90079-E](https://doi.org/10.1016/0022-3115(93)90079-E)